



Universidad  
Carlos III de Madrid

Escuela Politécnica Superior

Departamento de Ciencia e Ingeniería de materiales

En colaboración con:



## TRABAJO FIN DE GRADO

# Microestructura y comportamiento mecánico de Cu puro laminado, trefilado y extruido

**Autor:** Mario Antón Rubio

**Titulación:** Grado en Ingeniería Mecánica

**Tutor Universidad:** Dr. José Manuel Torralba Castelló

**Tutora Instituto IMDEA Materiales:** Dra. M<sup>a</sup> Teresa Pérez Prado

Leganés, junio de 2015

## Agradecimientos

No quisiera terminar mis primeros estudios universitarios sin dar las gracias a todas las personas que, durante toda mi trayectoria académica, desde los profesores de las distintas etapas educativas, primaria, E.S.O y bachillerato, pasando por los profesores y compañeros de esta universidad, personal del Instituto IMDEA materiales y por supuesto mi familia, me han ayudado, apoyado y sobre todo enseñado a ser un buen profesional y mejor persona.

En primer lugar agradecer a mis padres y mi hermana todo el apoyo que me han dado a lo largo de mi vida y sobre todo la paciencia que han tenido conmigo desde que era niño cuando preguntaba y preguntaba y me respondían a todas y cada una de las curiosidades que tenía, que no eran pocas. Agradecerles también que sean como son porque, al fin y al cabo, yo como persona, soy fruto de su duro trabajo y esfuerzo, el cual me gustaría reconocer, y del cual me siento increíblemente orgulloso. Muchas gracias mamá. Muchas gracias papá. Muchas gracias Irene. Sois los mejores.

Agradecer también al resto de mi familia, amigos, tíos, abuelos, primos y familiares que se han ido recientemente su apoyo excepcional que me han dado desde siempre y agradecerles también, que siempre que les he necesitado, han estado ahí, en lo bueno y en lo malo, y sé que lo estarán siempre al igual que lo estaré yo si ellos me necesitan. Muchas gracias a todos.

En tercer lugar, me gustaría agradecer a todos los profesores de mi antiguo colegio, en especial a M<sup>a</sup> José y Carlos por ayudarme tanto en unos momentos muy duros en mi vida y también por educarme y enseñarme a ser una buena persona desde niño. Si soy como soy hoy en día, en parte, también es gracias a vosotros. Tampoco me gustaría excluir de estos agradecimientos a Idoia, Fernando Ballano, Leo, Manuel Agudo y en definitiva a todos los profesores que, en mayor o menor medida, contribuyeron en mi formación académica y personal. Muchas gracias de corazón.

También debo agradecer a mis compañeros de clase Rodrigo (y Noe), Helena (y Javi) y Raúl estos cuatro años maravillosos de esfuerzo, sacrificio y también de buenos momentos. Muchas gracias por ayudarme y por formar piña en épocas de exámenes para estudiar, me sirvieron muchísimo en todo los aspectos. Tampoco me olvido de mi gran amigo Sergio Romero, que me apoyó y animó en los momentos críticos y que también estuvo en los buenos momentos. En definitiva, muchas gracias a todos vosotros por ser como sois

Agradecer sin duda a todos los profesores de la Universidad Carlos III de Madrid su tiempo y dedicación en mi formación universitaria y cabe mencionar que el trabajo que realizan formando profesionales es clave para la sociedad. Aunque en especial me gustaría agradecer a Mónica Campos su excelente trabajo como profesora, que hacía que la Ingeniería de Materiales, que es algo complicado de asimilar, fuera fácil y sencillo para nosotros. Agradecerle sobre todo la implicación y confianza que depositó en mí cuando me recomendó al Instituto IMDEA Materiales para realizar este proyecto. Muchas gracias por todo Mónica, aprendí mucho con usted y gracias a su recomendación he aprendido aún más.

Y finalmente, y no por ello menos importante, agradecer a todo el personal y compañeros del Instituto IMDEA Materiales su simpatía y excelente trato que me dieron desde el primer día que llegué, me orientaron muy bien en mis primeros días allí y me sentí muy cómodo trabajando con todos ellos. Agradecer al técnico de laboratorio Marcos (y también Vanesa) su paciencia a la hora de enseñarme y sus sabios consejos que me ayudaron a agilizar mi trabajo enormemente. Agradecer en especial a mis tutores José Manuel y M<sup>a</sup> Teresa, a los que admiro profundamente, su entrega y su tiempo que me dedicaron para que este proyecto se haya podido llevar a cabo. He aprendido mucho con ustedes, y les agradezco de corazón la oportunidad que me han brindado al dejarme formar parte de este pequeño gran proyecto del Instituto IMDEA Materiales.

## Resumen

En el presente trabajo se ha estudiado la evolución microestructural de productos de Cu puro laminado, trefilado y extruido, fabricados por la empresa Cunext Copper Industries, S.L. En particular, se ha trabajado con alambres de distintos diámetros y con láminas extruidas de varios espesores. La microestructura se ha caracterizado utilizando varias técnicas complementarias. Mediante microscopía óptica se ha evaluado el tamaño y la forma del grano; mediante difracción de rayos X se ha medido la macrotextura o, en otras palabras, la descripción estadística de las orientaciones predominantes; finalmente, mediante microscopía electrónica de barrido y, en particular, mediante la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) se ha estudiado la distribución espacial de las orientaciones y la naturaleza (desorientación) de las fronteras de grano presentes. La microestructura de las distintas muestras se ha relacionado, posteriormente, con su comportamiento mecánico y, en particular, con su dureza y, en muestras seleccionadas, con propiedades mecánicas tales como el límite elástico, la tensión máxima, la deformación uniforme y la deformación a rotura.

En los alambres laminados y trefilados se ha observado que, a medida que aumenta el grado de deformación, esto es, a medida que disminuye el diámetro, se produce un alargamiento del grano en la dirección de trefilado y, simultáneamente, se refuerza una textura de fibra  $\langle 111 \rangle$ . La dureza aumenta con el grado de deformación. Cuando un alambre con un grado elevado de deformación se recuece en línea tiene lugar un proceso de recristalización discontinua, esto es, a la nucleación y crecimiento de granos, así como la generación de múltiples maclas de recocido, lo que da lugar a un debilitamiento de la textura. Esto conlleva una disminución de la resistencia mecánica y un aumento de la ductilidad. En las láminas extruidas el tamaño de grano decrece a medida que aumenta la deformación, y se estabiliza una textura “tipo latón”. La resistencia mecánica aumenta en las muestras más deformadas y, en paralelo, disminuye su ductilidad. Los resultados obtenidos se han comparado con trabajos publicados en la literatura científica.



## Abstract

In this work, microstructural evolution of pure Cu rolled, drawn and extruded products made by Cunext Copper Industries S.L., have been studied. Particularly, we have worked with wires of different diameters and extruded sheets of various thicknesses. The microstructure was characterized using several complementary techniques. By light microscopy it has evaluated the size and shape of the grain; X-ray diffraction was measured macrotexture or, in other words, the statistical description of the predominant orientations; finally, by scanning electron microscopy and in particular, by the technique of electron backscatter diffraction (EBSD) it has studied the spatial distribution of the guidelines and nature (disorientation) of grain boundaries present. The microstructure of the various samples has been linked subsequently and with its mechanical behavior, in particular its hardness and, in selected samples, with mechanical properties such as yield stress, the maximum stress, the uniform deformation and deformation breakage.

In the rolled and drawn wires has been observed that, with increasing the degree of deformation, that is, with decreasing diameter, an elongation of grain occurs in the direction of drawing and simultaneously texture strengthens fiber  $\langle 111 \rangle$ . The hardness increases with the degree of deformation. When a wire with a high degree of deformation annealing takes place online discontinuous recrystallization process, that is, the nucleation and growth of grains, and generation of multiple annealing twins, leading to a weakening of texture. This leads to a decreased mechanical strength and increased ductility. Extruded sheets in grain size decreases with increasing deformation, and texture "brass type" stabilizes. The mechanical strength increases and the more deformed samples, in parallel, its ductility decreases. The results were compared with published papers in the scientific literature.

## Índice

<b>1</b>	<b>Motivación .....</b>	<b>13</b>
<b>2</b>	<b>Estado del Arte.....</b>	<b>14</b>
2.1	Cobre. Principales Aplicaciones .....	14
2.2	Mecanismos de Deformación del Cobre a Baja Temperatura .....	15
2.2.1	Movimiento de Dislocaciones .....	15
2.2.2	Maclado .....	17
2.3	Evolución Microestructural con Deformación y Temperatura .....	18
2.3.1	El Estado Deformado.....	19
2.3.2	Restauración .....	20
2.3.3	Recristalización .....	21
2.4	Textura .....	23
2.4.1	Representación de la Textura .....	24
<b>3</b>	<b>Objetivos .....</b>	<b>27</b>
<b>4</b>	<b>Procedimiento Experimental .....</b>	<b>28</b>
4.1	Material de Partida .....	28
4.2	Caracterización Microestructural.....	29
4.2.1	Microscopía Óptica.....	29
4.2.2	Análisis de Textura.....	32
4.3	Caracterización Mecánica.....	37
4.3.1	Microdureza Vickers .....	37
4.3.2	Ensayos de Tracción .....	37
<b>5</b>	<b>Resultados y Discusión .....</b>	<b>39</b>
5.1	Microestructura .....	39
5.2	Macrotextura .....	59
5.3	Microtextura.....	70
5.4	Comportamiento Mecánico.....	73
5.4.1	Microdureza Vickers .....	73
5.4.2	Ensayos de Tracción .....	74
<b>6</b>	<b>Conclusiones .....</b>	<b>79</b>
<b>7</b>	<b>Trabajo Futuro.....</b>	<b>80</b>
<b>8</b>	<b>Referencias bibliográficas .....</b>	<b>81</b>

## Índice de Figuras

<b>Figura 1:</b> Esquema del procesado del cobre desde su extracción hasta su estado final [2]	14
<b>Figura 2:</b> a) Sistema de deslizamiento $\{111\}\langle 110\rangle$ en una celdilla unidad FCC. b) Plano $\{111\}$ proyectado sobre el papel indicando las tres direcciones de deslizamiento posibles [7]	16
<b>Figura 3:</b> Movimiento de las dislocaciones a través de la red cristalina: deslizamiento y trepado	16
<b>Figura 4:</b> Ejemplo de plano de macla [7]	17
<b>Figura 5:</b> a) Estructura antes de aplicar la tensión $\tau$ . b) Posición de los átomos afectados tras aplicar la tensión $\tau$ y formación de la macla [7]	17
<b>Figura 6:</b> Respuesta de un monocristal sometido a tensión tangencial. a) Deslizamiento; b) Maclado [7]	18
<b>Figura 7:</b> Microestructura de materiales deformados en frío. a) Predominan las paredes densas de dislocaciones, que separan bloques de celdas y microbandas; b) Aparece una estructura laminar en la que fronteras laminares separan bloques de celdas y subgranos	20
<b>Figura 8:</b> Restauración de una microestructura deformada. a) Microestructura inicial formada por marañas de dislocaciones (dislocation tangles), b) Formación de celdas, c) Aniquilación de dislocaciones dentro de las celdas, d) Formación de subgranos y e) Crecimiento de subgranos [9]	20
<b>Figura 9:</b> Recristalización discontinua: a) microestructura inicial, b) crecimiento de los núcleos y c) microestructura recristalizada	22
<b>Figura 10:</b> Ejemplos de diferentes texturas. a) Un monocristal con una única componente de intensidad infinita; b) Un policristal con una componente principal y una secundaria; c) Un policristal con dos componentes principales y d) Un policristal sin textura	23
<b>Figura 11:</b> Construcción de la proyección estereográfica. a) Proyección de la familia de direcciones $\langle 100\rangle$ sobre la esfera de referencia. b) Proyección de la familia de direcciones $\langle 100\rangle$ sobre el plano ecuatorial de la esfera (polos), tomando como foco de la proyección el polo sur de la esfera. c) Repetición del proceso con otros cristales con orientaciones parecidas. d y e) Representación de la densidad de polos mediante contornos de intensidad	25
<b>Figura 12:</b> Ejemplo de figura inversa de polos con líneas de contorno de intensidades [17]	26

<b>Figura 13:</b> Lupa Olympus SZX10 .....	29
<b>Figura 14:</b> Microscopio Olympus BX51.....	30
<b>Figura 15:</b> Cortadoras. a) Buehler AbrasiMet™ 250 Manual Abrasive Cutter (corte basto); b) Struers Accutom-5 (corte de precisión) .....	31
<b>Figura 16:</b> a) Embutidora Buehler SimpliMet™ 2 Mounting Press; b) Ejemplo de muestras embutidas .....	31
<b>Figura 17:</b> Lijadora y pulidora. a) Buehler MetaServ 250 with Vector Power Head; b) Buehler Beta with Vector Power Head.....	31
<b>Figura 18:</b> Espectro electromagnético [23] .....	32
<b>Figura 19:</b> Difractómetro de rayos X: PANalytical modelo X'Pert PRO MRD.....	33
<b>Figura 20:</b> Ejemplo de diagrama de Kikuchi [21].....	34
<b>Figura 21:</b> Formación de los conos de difracción. [17].....	34
<b>Figura 22:</b> Microscopio electrónico de barrido FEI Helios NanoLab 600i.....	35
<b>Figura 23:</b> Cámara del microscopio electrónico de barrido .....	35
<b>Figura 24:</b> Electropulidora Struers LectroPol-5 .....	36
<b>Figura 25:</b> a) Probetas Cu 2 R y Cu 2 SR embutidas y preparadas para EBSD; b) Probeta Cu 2 SR separada y preparada para EBSD .....	36
<b>Figura 26:</b> Microdurómetro Shimadzu HMV-2 .....	37
<b>Figura 27:</b> Máquina de tracción Instron 5980 .....	38
<b>Figura 28:</b> Lingote de partida atacado.....	39
<b>Figura 29:</b> Fotomontaje de la microestructura del lingote de partida .....	39
<b>Figura 30:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 12,5. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	40
<b>Figura 31:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 8. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	40
<b>Figura 32:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 7,1. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	41
<b>Figura 33:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 6,2. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	41

<b>Figura 34:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 5,5. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	42
<b>Figura 35:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 4,8. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	42
<b>Figura 36:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 4,2. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	43
<b>Figura 37:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 3,7. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	43
<b>Figura 38:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 3,2. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	44
<b>Figura 39:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 2,9. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	44
<b>Figura 40:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 2,5. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	45
<b>Figura 41:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 2,2. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	45
<b>Figura 42:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 2. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	46
<b>Figura 43:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 2 SR. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	46
<b>Figura 44:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 2 R. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	47
<b>Figura 45:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 12,5. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	47
<b>Figura 46:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 8. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	48
<b>Figura 47:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 7,1. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	48
<b>Figura 48:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 6,2. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	49
<b>Figura 49:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 5,5. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	49
<b>Figura 50:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 4,8. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	50

<b>Figura 51:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 4,2. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	50
<b>Figura 52:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 3,7. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	51
<b>Figura 53:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 3,2. 1000 aumentos .....	51
<b>Figura 54:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 2,9. 1000 aumentos .....	52
<b>Figura 55:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 2,5. 1000 aumentos .....	52
<b>Figura 56:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 2,2. 1000 aumentos .....	53
<b>Figura 57:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 2. 1000 aumentos .....	53
<b>Figura 58:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 2 SR. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	54
<b>Figura 59:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 2 R. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	54
<b>Figura 60:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu L.EXT. 3. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	55
<b>Figura 61:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu L.EXT. 3,6. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	55
<b>Figura 62:</b> Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu L.EXT. 5,8. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos .....	56
<b>Figura 63:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu L.EXT. 3. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	56
<b>Figura 64:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu L.EXT. 3,6. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	57
<b>Figura 65:</b> Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu L.EXT. 5,8. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos .....	57
<b>Figura 66:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 12,5. a) Directas; b) Inversa (eje de laminación) .....	59
<b>Figura 67:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 8. a) Directa; b) Inversa (eje de laminación) .....	60

<b>Figura 68:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 7,1. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	60
<b>Figura 69:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 6,2. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	61
<b>Figura 70:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 5,5. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	61
<b>Figura 71:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 4,8. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	62
<b>Figura 72:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 4,2. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	62
<b>Figura 73:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 3,7. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	63
<b>Figura 74:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 3,2. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	63
<b>Figura 75:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 2,9. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	64
<b>Figura 76:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 2,5. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	64
<b>Figura 77:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 2,2. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	65
<b>Figura 78:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 2. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	65
<b>Figura 79:</b> Figuras de polos de la muestra Cu T 2 SR. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	66
<b>Figura 80:</b> Tendencia de la intensidad en la dirección $\langle 111 \rangle$ frente a diámetro	67
<b>Figura 81:</b> Tendencia de la intensidad en la dirección $\langle 110 \rangle$ frente a diámetro	67
<b>Figura 82:</b> Tendencia de la intensidad en la dirección $\langle 100 \rangle$ frente a diámetro	67
<b>Figura 83:</b> Figuras de polos de la muestra Cu 2 R. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)	68
<b>Figura 84:</b> a) Lámina extruida indicando la dirección de extrusión (DE) y transversal (DT); Figuras directas de polos de: b) Cu L.EXT 3; c) Cu L.EXT 3,6; d) Cu T L.EXT 5,8	69

<b>Figura 85:</b> Figuras de polos directas (111) correspondientes a: a) Cu puro de tamaño de grano grueso de partida; b) Cu puro de tamaño de grano ultrafino de partida; c) Cu puro de tamaño de grano grueso laminado hasta una deformación verdadera de 3.9; c) Cu puro de tamaño de fino laminado hasta una deformación verdadera de 3.9 [31].	70
<b>Figura 86:</b> Microtextura de la muestra Cu 2 SR: a) Mapa EBSD; b) Figura inversa de polos; c) Histograma de distribución de desorientación de fronteras de grano	71
<b>Figura 87:</b> Microtextura de la muestra Cu 2 R: a) Mapa EBSD; b) Figura inversa de polos; c) Histograma de distribución de tamaño de grano	72
<b>Figura 88:</b> a) Histograma de distribución de desorientaciones de los bordes de grano de la muestra Cu 2 R; b) Fronteras de macla (representadas en color rojo) de la muestra Cu 2 R	73
<b>Figura 89:</b> Tensión-Deformación ingenieril de la probeta Cu 2	75
<b>Figura 90:</b> Tensión-Deformación ingenieril de la probeta Cu 2 SR	75
<b>Figura 91:</b> Tensión-Deformación ingenieril de la probeta Cu 2 R	76
<b>Figura 92:</b> Tensión-Deformación ingenieril de la probeta Cu L.EXT. 3	77
<b>Figura 93:</b> Tensión-Deformación ingenieril de la probeta Cu L.EXT. 3,6	77
<b>Figura 94:</b> Tensión-Deformación ingenieril de la probeta Cu L.EXT. 5,8	78



## Índice de Tablas

<b>Tabla 1:</b> Propiedades generales del cobre [5-6] .....	15
<b>Tabla 2:</b> Propiedades mecánicas y cristalográficas del cobre [5-6] .....	15
<b>Tabla 3:</b> Productos de Cu puro que han sido estudiados. Nomenclatura y procesado. .	28
<b>Tabla 4:</b> Estimación del tamaño de grano .....	58
<b>Tabla 5:</b> Resultados de dureza.....	73
<b>Tabla 6:</b> Propiedades mecánicas de los hilos de 2mm de diámetro .....	76
<b>Tabla 7:</b> Propiedades mecánicas de las láminas extruidas .....	78

# 1 Motivación

Este proyecto surgió a partir de la necesidad expresada por la empresa Cunext Copper Industries S.L. al Instituto IMDEA Materiales de entender mejor sus procesos de laminación, trefilado y extrusión de cobre desde un punto de vista microestructural y micromecánico.

Cunext Copper Industries S.L. forma parte del Grupo empresarial Cunext el cual se dedica a la transformación del cobre. Actualmente este grupo empresarial está compuesto por la mencionada Cunext, por Cablexsur (Cableados y Extrusiones del Sur S.L.), Asturcopper y ESTACOR S.L. (Estañados y Alambres de Córdoba S.L.). Su historia comienza en 1917 con la fundación de la Sociedad Española de Construcciones Electromecánicas, S.E.C.E.M. Esta nueva sociedad eligió Córdoba para la instalación de su factoría por la relativa proximidad a los recursos mineros de la zona de Riotinto (Huelva) y de la fuente de energía que representaba la Central de Peñarroya que, a su vez, también se encontraba entre el accionariado. Su llegada significó la transformación de la industria de la ciudad y fue el eje de la estructura industrial cordobesa convirtiéndose en empresa líder en el sector de transformados del cobre.

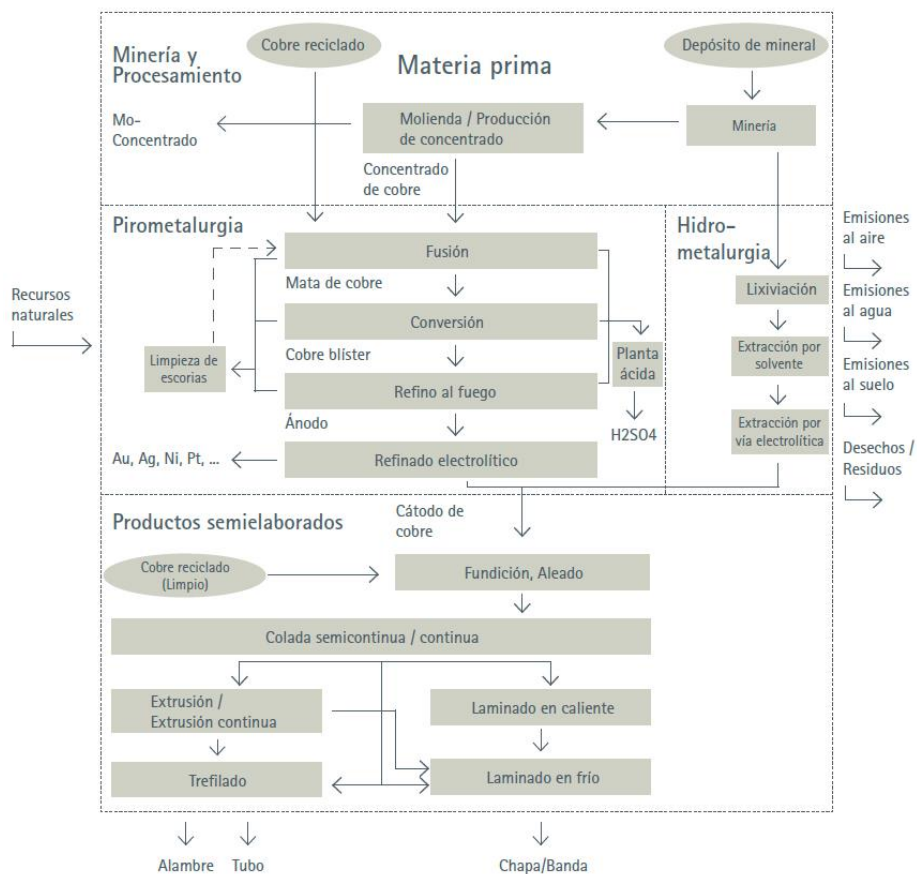
En 1978 Ibérica del Cobre, S.A. (Ibercobre) se hizo cargo de la actividad de la sociedad y es en 1984 cuando comienza la actividad de la planta de producción de alambón mediante colada continua. Dos décadas después, en 2004, nace Cunext Copper Industries S.L, una empresa con vocación líder en el mercado de los productos de cobre, que adquiere el negocio de colada y trefilado de cobre mediante la compra de los centros de producción de la Colada Continua y la Trefilería, modernizando todos los procesos productivos de la compañía con el objetivo de seguir innovando en los procesos y productos para no dejar de ofrecer nunca, el cobre del futuro. Actualmente los productos que ofrece Cunext Copper Industries S.L. son alambón de cobre, alambres e hilos monofilares, hilos multifilares, cables y láminas de cobre entre otros.

El objetivo de este proyecto es el estudio del desarrollo microestructural y mecánico de diversos productos de cobre fabricados por la empresa Cunext Copper Industries S.L. mediante laminación, trefilado y extrusión. Esta información se considera esencial para que la empresa pueda optimizar sus procesos de producción y así generar productos de mayor valor añadido.

## 2 Estado del Arte

### 2.1 Cobre. Principales Aplicaciones

El cobre desde su descubrimiento en el año 9000 a.C. aproximadamente, ha sido un elemento clave para el desarrollo tecnológico de la humanidad. De hecho fue el primer metal empleado por el ser humano, tanto para la fabricación de herramientas como para la acuñación de las primeras monedas. Este precoz uso de este metal es debido en parte a que el cobre se puede encontrar en estado nativo en el planeta, es decir, sin estar unido a otros componentes [1]. Sin embargo el cobre se extrae a gran escala generalmente de menas de calcopirita y bornita, las cuales son ricas en sulfuro de cobre, y a su vez, son las menas donde se alcanza una cantidad de cobre suficiente como para que la extracción sea rentable (2 Kg de cobre por cada 1000 Kg de mineral, es decir un 0,2 %) [2]. El procesamiento del cobre desde su extracción hasta su estado final se muestra en la Figura 1.



**Figura 1:** Esquema del procesamiento del cobre desde su extracción hasta su estado final [2]

En la actualidad, este metal sigue jugando un papel esencial en muchas aplicaciones industriales. De hecho, es el metal más utilizado en el mundo después del hierro y del aluminio [3]. El cobre es un metal con estructura cúbica centrada en las caras (FCC) y es conocido sobre todo por su buena conductividad eléctrica y térmica, pero también posee unas propiedades mecánicas que le dotan de una cierta ductilidad y maleabilidad. Este conjunto de características, unido a su bajo coste, hacen del cobre el metal más empleado en la industria de la energía eléctrica, lo que implica que esté presente en infinidad de

dispositivos eléctricos y electrónicos, desde un simple cable o teléfono móvil hasta un aerogenerador, incluso en muchos medios de transporte que utilizan la energía eléctrica para su movimiento como los vehículos ferroviarios y su infraestructura.

Es menos conocido que el cobre posee, además, propiedades anti-bacterianas. Gracias a esto, y a su resistencia a la corrosión, se emplea para la fabricación de conducciones de agua sanitaria y de diversos utensilios quirúrgicos [3]. Las propiedades del cobre fueron ampliamente examinadas en [4].

En las Tablas 1 y 2 se muestran resumidamente las propiedades generales, mecánicas y cristalográficas del cobre.

<b>Densidad [g/cm<sup>3</sup>]</b>	8,96 a 20 °C
<b>Conductividad eléctrica [S/m]</b>	$58,108 \times 10^6$
<b>Conductividad térmica [W/m·K]</b>	400
<b>Temperatura de fusión [K]</b>	1357,77
<b>Temperatura de ebullición [K]</b>	2833
<b>Estado magnético</b>	Diamagnético

**Tabla 1:** Propiedades generales del cobre [5-6]

<b>Módulo de Young [GPa]</b>	129,8
<b>Módulo a cortadura [GPa]</b>	48,3
<b>Estructura cristalina</b>	Cúbica centrada en las caras, FCC
<b>Número de átomos por celdilla unidad</b>	4
<b>Distancia aproximada entre átomos más cercanos (Vector de Burgers)</b>	$2,556 \cdot 10^{-10}$ m

**Tabla 2:** Propiedades mecánicas y cristalográficas del cobre [5-6]

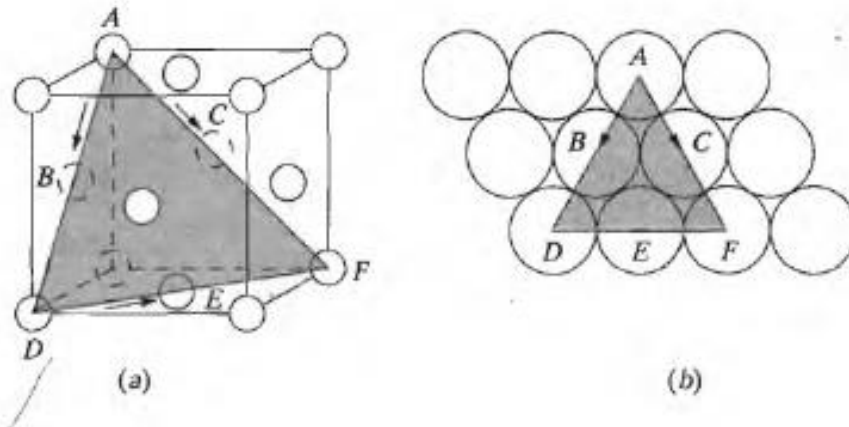
## 2.2 Mecanismos de Deformación del Cobre a Baja Temperatura

### 2.2.1 Movimiento de Dislocaciones

Los metales se deforman plásticamente mediante la generación y movimiento de dislocaciones. El movimiento de éstas no se realiza con la misma facilidad sobre todos los planos cristalográficos y en todas las direcciones cristalográficas. Generalmente existe un plano de preferencia, y en éste existen direcciones preferentes. Este plano preferente se denomina plano de deslizamiento y por consiguiente, la dirección preferente del movimiento se denomina dirección de deslizamiento. Este conjunto de plano y dirección de deslizamiento se denomina sistema de deslizamiento.

Los sistemas de deslizamiento dependen fundamentalmente de la estructura cristalina del metal y son aquéllos en los que la distorsión atómica que acompaña al movimiento de una dislocación es mínima [7]. El plano de deslizamiento para una cierta estructura cristalina es aquel que tiene la distribución más densa de átomos, es decir, el que posee la mayor

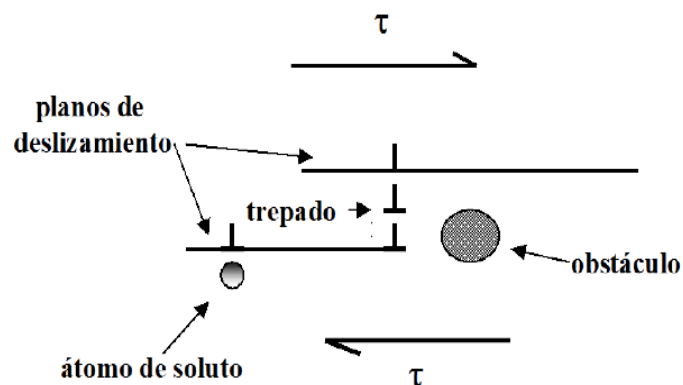
densidad planar de átomos. La dirección de deslizamiento corresponde a la dirección más compacta (mayor densidad lineal de átomos) contenida en este plano de deslizamiento (ver Figura 2).



**Figura 2:** a) Sistema de deslizamiento  $\{111\}\langle 110 \rangle$  en una celdilla unidad FCC. b) Plano  $\{111\}$  proyectado sobre el papel indicando las tres direcciones de deslizamiento posibles [7]

Como se observa en la Figura 2, el deslizamiento de dislocaciones en cobre, al igual que en otros metales con estructura cúbica centrada en las caras, ocurre a lo largo de las direcciones  $\langle 110 \rangle$  sobre los planos  $\{111\}$ . Otra conclusión que se obtiene de la Figura 2 es que un plano de deslizamiento puede contener varias direcciones de deslizamiento y por tanto pueden existir diferentes sistemas de deslizamiento para una misma estructura cristalina. Para la estructura FCC existen 4 planos  $\{111\}$  y dentro de cada plano, tres direcciones  $\langle 110 \rangle$  por lo que la estructura FCC posee doce sistemas de deslizamiento.

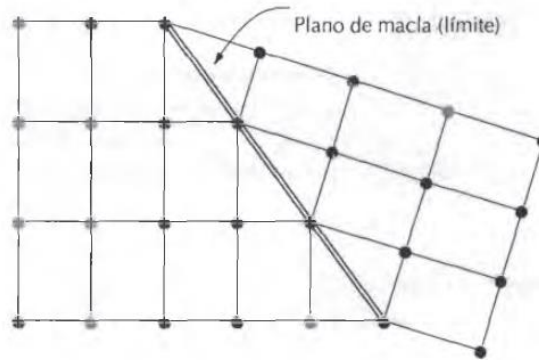
El movimiento de dislocaciones incluye los procesos secuenciales de deslizamiento a lo largo de planos de deslizamiento y de trepado sobre ciertos obstáculos físicos (ver Figura 3). Puesto que, tanto el deslizamiento como el trepado de dislocaciones, son mecanismos interdependientes, el más lento controlará la velocidad de deformación. En determinados materiales el deslizamiento de las dislocaciones es el más lento debido a la presencia de átomos de soluto. Sin embargo en la mayoría de las aleaciones y metales puros (como es este caso) el proceso más lento es el trepado de las dislocaciones.



**Figura 3:** Movimiento de las dislocaciones a través de la red cristalina: deslizamiento y trepado

### 2.2.2 Maclado

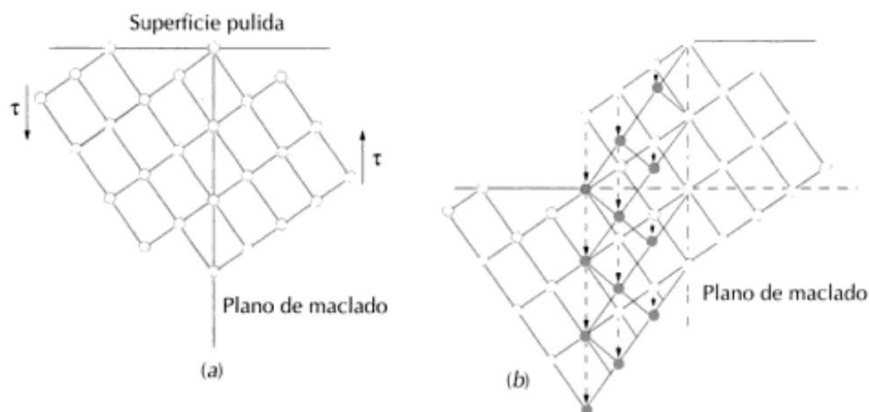
Algunos materiales metálicos pueden, además, responder a la deformación plástica mediante la formación de maclas. Un límite de macla es un tipo especial de límite de grano en el cual existe una simetría especular entre los átomos a ambos lados de este límite (ver Figura 4) [7]. La región de material que se encuentra entre estos límites se denomina macla.



**Figura 4:** Ejemplo de plano de macla [7]

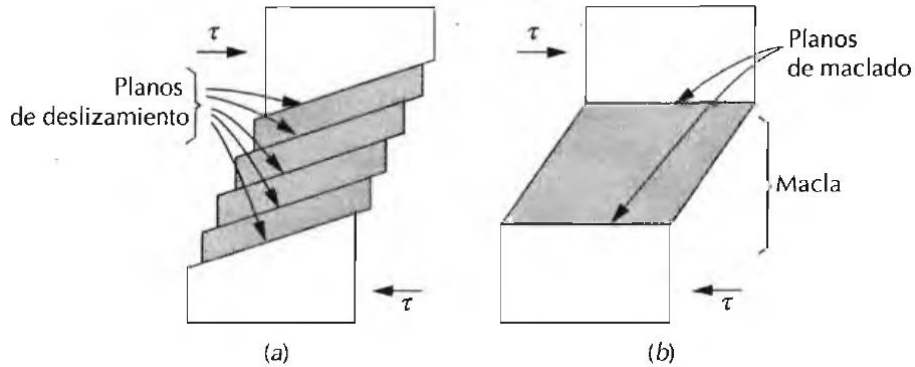
Las maclas se pueden producir tanto por la aplicación de cargas de cizalladura (maclas mecánicas) como por la aplicación de tratamientos térmicos posteriores a la deformación (maclas de recocido). En la Figura 5 [7] se muestra el proceso de formación de una macla mecánica tras aplicar una tensión de cizalladura  $\tau$ . Los átomos en blanco representan los átomos que no cambian de posición mientras que los átomos de color negro muestran la posición final que adoptan los átomos afectados por esta tensión.

La deformación por maclado tiene lugar en planos definidos y en direcciones concretas que dependen de la estructura cristalina del metal. Los sistemas de maclado para estructuras FCC como el cobre son  $\{111\} \langle 112 \rangle$  [8]. El maclado se ve, en general, favorecido a baja temperatura y alta velocidad de deformación, ya que, bajo estas condiciones, el movimiento de dislocaciones se dificulta y es necesaria la activación de mecanismos de deformación adicionales para mantener la compatibilidad intergranular [7].



**Figura 5:** a) Estructura antes de aplicar la tensión  $\tau$ . b) Posición de los átomos afectados tras aplicar la tensión  $\tau$  y formación de la macla [7]

En la Figura 6 se comparan ambos mecanismos de deformación para un monocristal sometido a una tensión tangencial o de cizalladura  $\tau$  [7]. El deslizamiento de dislocaciones da lugar a una rotación gradual de la red cristalina, mientras que el maclado lleva implícita una reorientación abrupta tal y como se observa en la Figura 6.



**Figura 6:** Respuesta de un monocristal sometido a tensión tangencial. a) Deslizamiento; b) Maclado [7]

### 2.3 Evolución Microestructural con Deformación y Temperatura

La microestructura de un material trabajado en frío posee una elevada energía almacenada en dislocaciones, subgranos, etc. Durante un tratamiento térmico, esta microestructura evoluciona con el fin de lograr un estado más estable reduciendo su energía. Los complejos mecanismos microscópicos que tienen lugar durante este proceso se han englobado tradicionalmente en tres categorías: restauración, recristalización y crecimiento de grano, que se tratarán más adelante. Estos procesos, descritos con detalle por Humphreys en [9-10], conducen generalmente a la recuperación total o parcial de las propiedades originales del material (ductilidad, resistencia, etc.). Pueden tener lugar en condiciones dinámicas, es decir, durante el procesado termomecánico o cuando el material se deforma posteriormente a alta temperatura, y en condiciones estáticas, esto es, durante un tratamiento térmico posterior al procesado termomecánico.

Sin embargo, el desarrollo de técnicas de caracterización microestructural cada vez más sofisticadas ha revelado que las diferencias entre los procesos de restauración y recristalización son en ocasiones bastante difusas y que muchos cambios microestructurales observados no encajan fácilmente en la clasificación tradicional [9]. A continuación se describen brevemente las bases teóricas que rigen los fenómenos de restauración (2.3.2) y recristalización (2.3.3). Puesto que la naturaleza de estos procesos está ya presente en la microestructura inicial del material, se dedicará una breve sección a revisar el conocimiento actual sobre la microestructura de los metales deformados en frío en el apartado 2.3.1.

Por tanto, el conocimiento de la evolución microestructural de los materiales durante los tratamientos térmicos permitiría desarrollar microestructuras ideales para determinadas aplicaciones. En la actualidad se conocen numerosos procesos termomecánicos que resultan en microestructuras con características específicas, que, sin embargo, han sido desarrollados empíricamente.



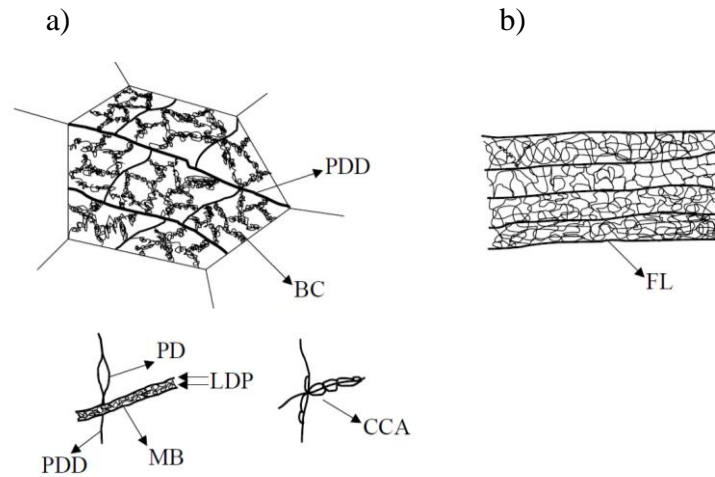
### 2.3.1 El Estado Deformado

Es muy importante conocer la microestructura original del material, porque ésta determina su respuesta frente a tratamientos térmicos posteriores y frente a sucesivos procesos de deformación. El estado deformado fue revisado profundamente en [9].

En metales de estructura cúbica centrada en las caras y con energía de defecto de apilamiento intermedia o alta, como es el caso del cobre, el mecanismo de deformación predominante durante el trabajado en frío es el deslizamiento cristalográfico. Éste tiene lugar en los planos más compactos,  $\{111\}$ , y a lo largo de las direcciones  $\langle 110 \rangle$  tal y como se mencionó en el apartado 2.2.1. De los doce sistemas  $\{111\}\langle 110 \rangle$  posibles, sólo son operativos aquéllos que tienen los valores más altos de la tensión de cizalla resuelta, los cuales están orientados de distinta forma en los distintos granos del cristal. Por tanto, los procesos de deslizamiento cristalográfico serán, en general, diferentes en cada grano. Además, la deformación de un grano debe ser compatible con la de los vecinos para evitar la rotura prematura del material. La necesidad de mantener la compatibilidad de la deformación entre granos adyacentes condiciona la deformación individual de cada grano, haciendo que distintas zonas del mismo roten por separado y adopten orientaciones diferentes.

Hansen y cols. [11-14] han estudiado en profundidad la microestructura de materiales FCC trabajados en frío mediante técnicas de microscopía de transmisión, estableciendo una clasificación de las formaciones de dislocaciones más comunes en función del grado de deformación. Éstas se muestran esquemáticamente en la Figura 7. Después de deformaciones intermedias o bajas, predominan las microbandas (MB) y las paredes densas de dislocaciones (PDD), que separan bloques de celdas (BC). Éstas últimas pueden adoptar diversas formas: líneas de dislocaciones paralelas, (LDP), paredes dobles (PD) y cadenas de pequeñas celdas alargadas (CCA). Después de deformaciones elevadas, la estructura “equiaxial” de bloques desaparece y aparece una estructura laminar, en la que fronteras laminares (FL) separan bloques de celdas y subgranos [11]. Para deformaciones muy elevadas puede ocurrir que las orientaciones finales que adoptan distintas zonas de un mismo grano sean muy diferentes, por lo que se induce la formación de fronteras de ángulo alto (“deformation induced high-angle boundaries”), que pueden tener desorientaciones superiores a los  $20^\circ$  [14]. Además de todas las formaciones descritas en este apartado, se observan marañas de dislocaciones (“dislocation tangles”).

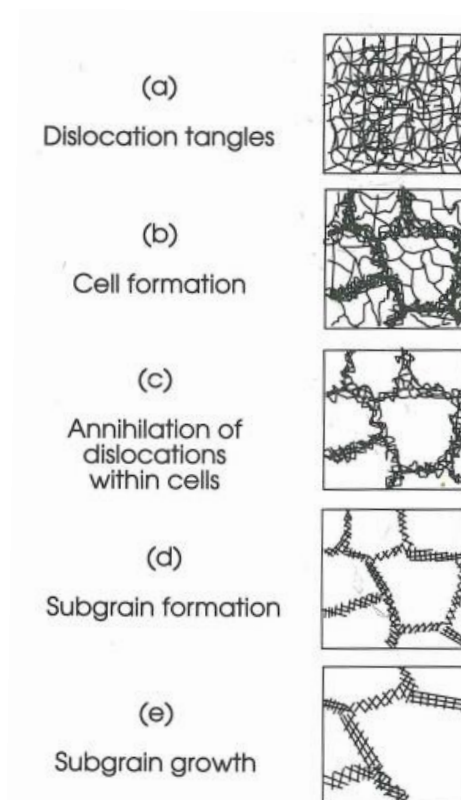




**Figura 7:** Microestructura de materiales deformados en frío. a) Predominan las paredes densas de dislocaciones, que separan bloques de celdas y microbandas; b) Aparece una estructura laminar en la que fronteras laminares separan bloques de celdas y subgranos

### 2.3.2 Restauración

El término restauración engloba la siguiente sucesión de micromecanismos [9]: formación de celdas de dislocaciones, aniquilación de dislocaciones dentro de éstas, formación de subgranos y crecimiento de los mismos. Estos micromecanismos se muestran esquemáticamente en la Figura 8 [9].



**Figura 8:** Restauración de una microestructura deformada. a) Microestructura inicial formada por marañas de dislocaciones (dislocation tangles), b) Formación de celdas, c) Aniquilación de dislocaciones dentro de las celdas, d) Formación de subgranos y e) Crecimiento de subgranos [9].

El que todos los procesos mencionados o sólo algunos de ellos tengan lugar en un material dependerá de numerosos parámetros, como la pureza, el grado de deformación inicial y las temperaturas de deformación y recocido.

La formación de celdas a partir de marañas de dislocaciones tiene lugar mediante el fenómeno de poligonización, explicado en profundidad en [9, 17]. Debido a que durante el proceso de deformación no se produce el mismo número de dislocaciones de signo contrario, no todas ellas se pueden aniquilar y las dislocaciones en exceso tienden a agruparse en configuraciones de más baja energía, las celdas. La microestructura puede continuar disminuyendo su energía si las dislocaciones del interior de las celdas se aniquilan o migran y se adhieren a las paredes de las celdas, cuya desorientación va aumentando progresivamente hasta que se transforman en fronteras de bajo ángulo que delimitan subgranos.

El crecimiento de los subgranos se ha atribuido a los mecanismos de migración de subfronteras y rotación y coalescencia de subgranos.

### **2.3.3 Recristalización**

Un proceso de recristalización se diferencia principalmente de uno de restauración en que en el primero la microestructura del producto final está formada principalmente por fronteras de ángulo alto. Para comprender de una manera precisa este proceso es necesario conocer primero los fundamentos del mismo [9], que se enumeran a continuación.

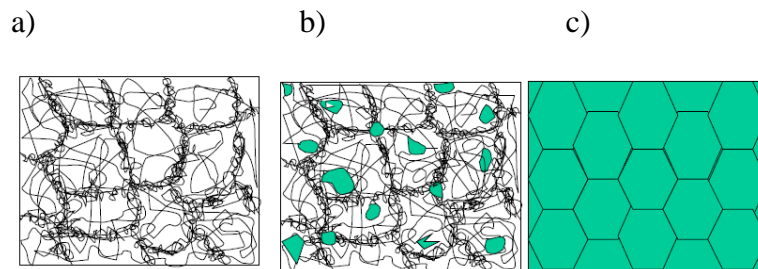
- 1) *Para iniciar la recristalización es necesaria una mínima deformación.* La deformación debe ser suficiente como para producir un núcleo de recristalización y proporcionar la fuerza motriz necesaria para garantizar su crecimiento.
- 2) *La temperatura a la que se produce la recristalización disminuye con el aumento del tiempo de recocido.*
- 3) *La temperatura a la que ocurre la recristalización disminuye conforme aumenta la deformación producida en el material.* Al estar el material más deformado, dispone de mayor energía almacenada, por lo que las fuerzas motrices para que se produzca la recristalización son mayores.
- 4) *El tamaño de grano recristalizado depende fundamentalmente del grado de deformación, siendo más pequeño cuanto más elevado sea el grado de deformación del material.* Una mayor deformación da lugar a un mayor número de núcleos y, por tanto, cuando éstos crecen, el tamaño de grano resultante será también más pequeño.
- 5) *Para un cierto grado de deformación dado, la temperatura de recristalización aumentará cuando:*
  - *El tamaño de grano de partida sea más grande.* Dado que las fronteras son sitios favorables para la nucleación, a medida que aumenta el tamaño de grano de partida, disminuye la velocidad de nucleación. Así, la recristalización ocurre, o bien más lentamente, o bien a mayores temperaturas.

- *La temperatura de deformación aumenta.* A mayores temperaturas de deformación, más restauración ocurre durante la deformación (restauración dinámica) y la energía almacenada es menor que para el mismo proceso de deformación a baja temperatura.

Según Doherty y cols. [15] las transformaciones estructurales que tienen lugar durante un proceso de recrystalización se pueden clasificar en dos grupos. El primero, transformaciones tipo Gibbs I o discontinuas, incluye los procesos que constan de las etapas de nucleación y crecimiento de granos. Estos procesos se originan de forma localizada, suponen grandes cambios estructurales. En ellos existe una intercara que separa la estructura nueva de la inicial (de ahí la denominación de discontinuo). El segundo grupo, transformaciones Gibbs II o continuas, incluye transformaciones pequeñas que tienen lugar de forma homogénea en el material.

### 2.3.3.1 Recrystalización Discontinua o Gibbs I

Es un proceso que consta de las etapas sucesivas de nucleación, en la que se produce la formación de nuevos granos, y crecimiento de éstos. Este proceso, mostrado en la Figura 9, incluye la formación y migración a larga distancia de fronteras de ángulo alto.



**Figura 9:** Recrystalización discontinua: a) microestructura inicial, b) crecimiento de los núcleos y c) microestructura recrystalizada

La nucleación juega un papel esencial en este proceso, por ello es fundamental conocer una definición de núcleo de recrystalización y las zonas preferentes de nucleación. Según Humphreys [9], se entiende por núcleos de recrystalización a los cristalitos con baja energía almacenada, los cuales tienen la capacidad de crecer en el material deformado, y que están separados entre sí por fronteras de ángulo alto. En cuanto al proceso de nucleación, en general, tiene lugar a partir de aquellos subgranos con mayor desorientación respecto al material deformado adyacente. Las zonas de nucleación más típicas son:

- 1) Fronteras de ángulo alto ya presentes en el material deformado.
- 2) Bandas de “transición” que separan zonas de un grano que poseen distinta orientación debido a que en ellas se han activado distintos sistemas de deslizamiento cristalográfico.
- 3) Zonas deformadas que rodean partículas de tamaño elevado.
- 4) Zonas muy desorientadas dentro de bandas de cizalla.

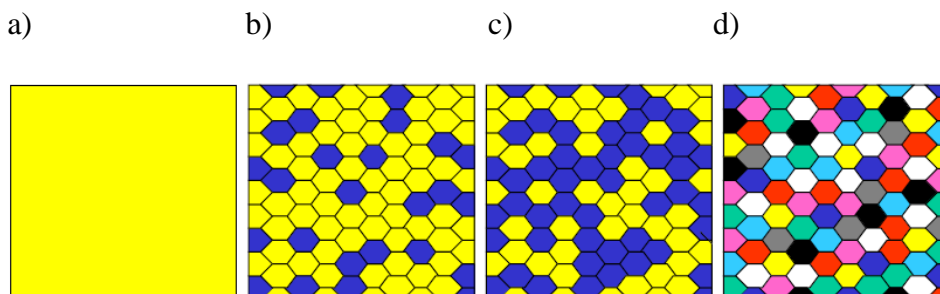
### 2.3.3.2 Recristalización Continua o Gibbs II

En este tipo de procesos, la evolución desde la microestructura de deformación inicial hasta una microestructura formada principalmente por granos libres de dislocaciones separados por fronteras de ángulo alto se realiza de forma homogénea en todo el material como se introdujo en el apartado 2.3.3. En la revisión de Doherty y cols. sobre transformaciones continuas [15], se afirma que éstas consisten en un aumento de la desorientación de las fronteras mediante interacciones a corto alcance entre dislocaciones y subfronteras, de forma similar a un proceso de restauración. Por ello la recristalización continua se designa también mediante el nombre “restauración extendida”. La diferencia entre los procesos de restauración y recristalización continua consiste en que en este último caso las fronteras de ángulo alto, una vez formadas, migran. En ocasiones no se puede hacer una distinción clara entre ambos y es entonces cuando la clasificación tradicional de los procesos de evolución microestructural a temperatura elevada pierde sentido.

En la actualidad aún no se conocen bien los mecanismos microscópicos responsables de la recristalización continua. Algunos autores explican la formación de fronteras de ángulo alto mediante la fusión de subfronteras durante el crecimiento y mediante la coalescencia de subgranos. Otros expertos sostienen que la recristalización continua es un proceso dinámico, es decir, tiene lugar durante la deformación a temperatura elevada. El aumento progresivo de la desorientación se atribuye en algunos casos a la acumulación de dislocaciones en las subfronteras presentes en el material deformado.

## 2.4 Textura

La textura es el grado de orientación preferente que adoptan los cristalitas de un policristal tras ser sometidos a procesos de deformación. Queda determinada si se conocen las orientaciones preferentes (componentes) y la fracción de volumen (intensidad de la textura) de material asociada a cada una de esas componentes. Dado que muchas propiedades de los materiales son anisótropas, es decir, que varían según la dirección, el estudio de la textura tiene numerosas aplicaciones, entre las que destaca el control de procesos de fabricación. Por ello el análisis de texturas está implantado ya a nivel industrial. En la Figura 10 se muestran de forma esquemática distintos ejemplos de texturas. Las orientaciones cristalinas se representan con distintos colores.



**Figura 10:** Ejemplos de diferentes texturas. a) Un monocristal con una única componente de intensidad infinita; b) Un policristal con una componente principal y una secundaria; c) Un policristal con dos componentes principales y d) Un policristal sin textura

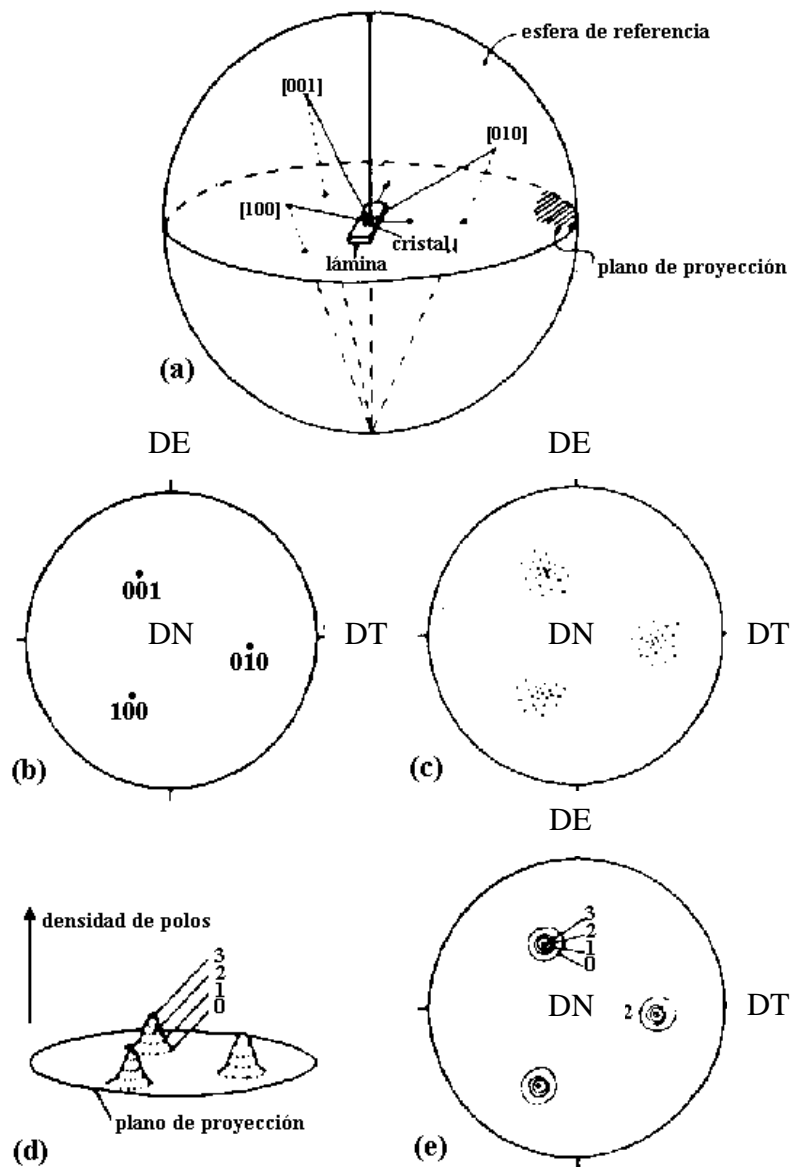
El método más empleado para obtener una descripción estadística de las orientaciones predominantes (macrotextura) es la difracción de rayos X, ya que el volumen de muestra analizado es del orden de miles de granos. Esto se debe a que la sección del haz de rayos X es aproximadamente de 1 mm<sup>2</sup>. Otra forma de conocer la textura de un material es medir las orientaciones individuales de un número significativo de granos cristalinos. La textura así obtenida recibe el nombre de microtextura. De esta forma se puede acceder también a la información relativa a la naturaleza de las fronteras de grano presentes en el material (mesotextura).

Rigurosamente, la información que proporciona la macrotextura debe poder obtenerse mediante microtextura siempre que estadísticamente se estudien suficientes cristales. Además, la microtextura permite conocer la distribución espacial de los granos/subgranos pertenecientes a las distintas componentes de la textura. Para obtener la microtextura se desarrollaron técnicas basadas en la difracción de electrones retrodispersados (EBSD), que utilizan como herramienta los diagramas de Kikuchi, de los cuales se hablará más detalladamente en 4.2.2.2. La utilización de diagramas de Kikuchi como herramienta para medir la textura de policristales en el microscopio electrónico de barrido fue desarrollada por Dingley a comienzos de los años 80 [16]. En la actualidad esta técnica está totalmente automatizada.

## **2.4.1 Representación de la Textura**

### **2.4.1.1 Figuras de Polos Directas**

Las figuras de polos son el método utilizado tradicionalmente para describir la textura mediante orientaciones ideales. Son representaciones de determinadas familias de planos (h,k,l), (generalmente {100}, {110} y {111} en materiales FCC, por ser los de más baja multiplicidad) en una proyección estereográfica cuyos ejes son paralelos a los ejes de la muestra (DE, dirección de extrusión y DT, dirección transversal). En la Figura 11 se representa el proceso de construcción de una figura de polos en proyección estereográfica.

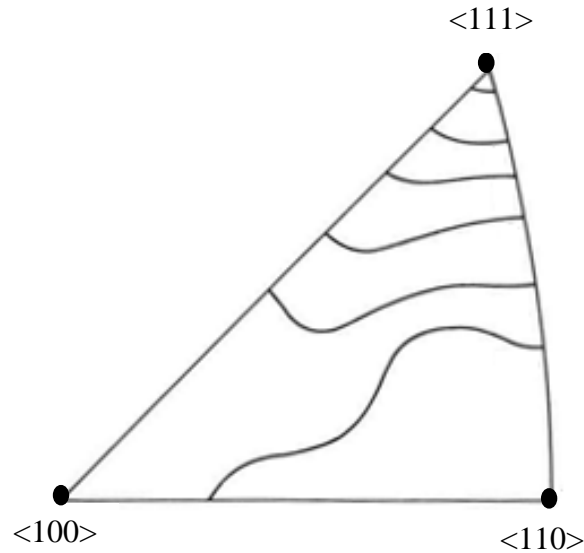


**Figura 11:** Construcción de la proyección estereográfica. a) Proyección de la familia de direcciones  $\langle 100 \rangle$  sobre la esfera de referencia. b) Proyección de la familia de direcciones  $\langle 100 \rangle$  sobre el plano ecuatorial de la esfera (polos), tomando como foco de la proyección el polo sur de la esfera. c) Repetición del proceso con otros cristales con orientaciones parecidas. d y e) Representación de la densidad de polos mediante contornos de intensidad

### 2.4.1.2 Figuras Inversas de Polos

Las figuras inversas de polos son útiles para conocer la dirección cristalina paralela a una dirección en la muestra, como por ejemplo, el eje de trefilado. Estas figuras toman como ejes de referencia los ejes cristalinicos  $\langle 100 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$  y  $\langle 111 \rangle$ . Generalmente en las figuras de polos inversas no se hace distinción alguna entre familias de direcciones, y por tanto se representan mediante la zona fundamental de la proyección estereográfica, el triángulo estereográfico estándar, de tal forma que sólo un polo de cada familia estará incluido en el mismo.

Las figuras inversas de polos son particularmente útiles para analizar los procesos o cambios microestructurales que tienen lugar, por ejemplo, durante procesos de extrusión y trefilado. En este trabajo se representarán estas figuras según el ejemplo mostrado en la Figura 12 la cual muestra una figura inversa de polos con líneas de contorno de intensidades arbitrarias.



**Figura 12:** Ejemplo de figura inversa de polos con líneas de contorno de intensidades [17]

### 3 Objetivos

El objetivo general de este proyecto es analizar la evolución microestructural de productos de cobre puro a lo largo de las distintas etapas de los procesos de laminación, trefilado y extrusión que lleva a cabo la empresa Cunext Copper Industries, S.L., así como relacionar los cambios microestructurales observados con el correspondiente comportamiento mecánico a temperatura ambiente.

La caracterización microestructural se llevará a cabo utilizando varias técnicas complementarias. La microscopía óptica ha permitido evaluar el tamaño y la forma del grano en los productos con menor deformación, esto es, en las primeras etapas del procesado. La evolución de la macrotextura a lo largo de todas las etapas de procesado se ha medido utilizando la técnica de difracción de rayos X (método de difracción de Schulz). Esto ha permitido, en particular, detectar cambios en las componentes predominantes a medida que aumenta la deformación plástica y la temperatura. Además, la microestructura de las muestras con un elevado grado de deformación, se ha observado mediante microscopía electrónica de barrido. Más concretamente, la microtextura y la distribución de fronteras de grano de las mismas se ha evaluado mediante la técnica de difracción de electrones retrodispersados.

El comportamiento mecánico de los distintos productos se estimará mediante la realización de ensayos de microdureza Vickers, lo que ha proporcionado una información cualitativa acerca de propiedades mecánicas tales como el límite elástico. Además, en muestras seleccionadas, se han realizado ensayos de tracción a temperatura ambiente y velocidades de deformación cuasi-estáticas.

Finalmente, los resultados obtenidos se compararán con los publicados en la literatura hasta la fecha y se discutirán las semejanzas y diferencias encontradas.

Se pretende que los resultados de este trabajo sean útiles para que la empresa Cunext Copper Industries, S.L., pueda optimizar sus procesos de producción y así generar productos de mayor valor añadido.



## 4 Procedimiento Experimental

### 4.1 Material de Partida

El material de partida es cobre puro (99,99% de pureza). En particular, se ha trabajado con productos fabricados por la empresa Cunext Copper Industries, S.L. mediante distintas etapas de laminación, trefilado y extrusión. La Tabla 3 resume las condiciones de procesamiento de las distintas muestras que son objeto de este proyecto, así como la nomenclatura asignada a cada una de ellas, la cual será utilizada a lo largo de toda la memoria.

Nomenclatura	Denominación	Procesado
<b>Cu 0</b>	Lingote de partida	Colada
<b>Cu 12,5</b>	Alambrones de 8 mm $\phi$ y 12,5 mm $\phi$	Alambrón obtenido mediante fusión, colada, laminación en caliente (proceso Contirod [21]) y decapado en continuo. El número indica el diámetro en mm.
<b>Cu 8</b>		
<b>Cu 7,1</b>	Muestras de trefilado	Partiendo de alambrón 8 mm $\phi$ , muestras extraídas de distintas hileras consecutivas de trefilado (deformación en frío). El número indica el diámetro en mm.
<b>Cu 6,2</b>		
<b>Cu 5,5</b>		
<b>Cu 4,8</b>		
<b>Cu 4,2</b>		
<b>Cu 3,7</b>		
<b>Cu 3,2</b>		
<b>Cu 2,9</b>		
<b>Cu 2,5</b>		
<b>Cu 2,2</b>		
<b>Cu 2</b>		
<b>Cu 2 SR</b>		Muestra trefilada en frío hasta un diámetro de 2 mm, cortada en la hilera inmediatamente anterior al recocido (mirar abajo).
<b>Cu 2 R</b>		Muestra trefilada en frío hasta un diámetro de 2 mm y recocida en línea en el horno de efecto Joule a 650-750°C durante 1 s.
<b>Cu L.EXT. 3</b>	Muestras extruidas	Planchas de distintos espesores (3 mm, 3,6 mm y 5,8 mm respectivamente) obtenidas mediante extrusión en continuo a partir de alambrón 12,5 mm $\phi$ .
<b>Cu L.EXT. 3,6</b>		
<b>Cu L.EXT. 5,8</b>		

**Tabla 3:** Productos de Cu puro que han sido estudiados. Nomenclatura y procesado.

## 4.2 Caracterización Microestructural

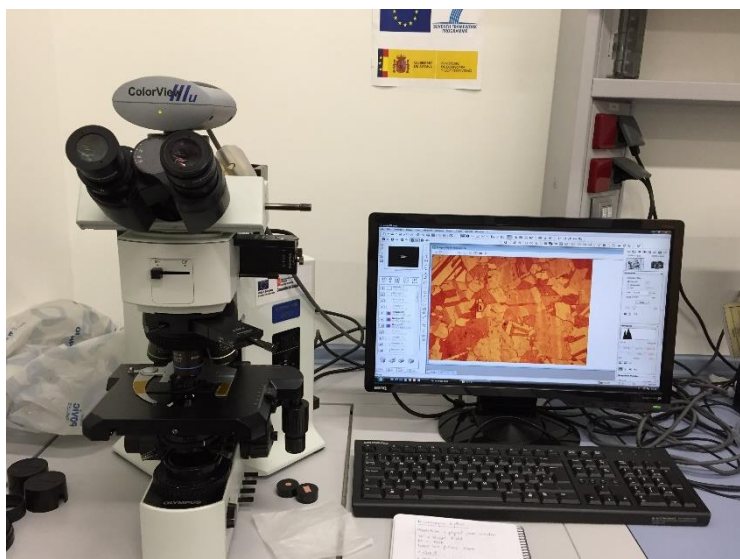
La caracterización de la microestructura de las distintas muestras se llevó a cabo mediante distintas técnicas complementarias, que se describen a continuación.

### 4.2.1 Microscopía Óptica

El tamaño y la forma del grano se estimaron, en primera instancia, mediante la lupa Olympus SZX10 (ver Figura 13) y mediante el microscopio Olympus BX51 (ver Figura 14), ambos equipados con una cámara de fotos digital y conectados a un ordenador. Posteriormente se emplearon las imágenes obtenidas para estimar el tamaño de grano de las muestras aplicando el método de intercepción lineal. Este método consiste en trazar líneas verticales y horizontales y contar las intercepciones de éstas con las fronteras de grano. Posteriormente se calcula cuánta distancia hay entre intercepciones (tanto en las verticales,  $d_v$  como horizontales,  $d_h$ ) y se aplica la escala de la imagen, obteniendo así una distancia medida en  $\mu\text{m}$ /intercepción. Tras ello y para corregir la forma tridimensional de los granos se aplica un factor de corrección de valor 1,7.



**Figura 13:** Lupa Olympus SZX10



**Figura 14:** Microscopio Olympus BX51.

### **Preparación de muestras**

En primer lugar se cortaron probetas de las dimensiones adecuadas a partir de los distintos productos de Cu puro (ver Tabla 3) utilizando las cortadoras Buehler AbrasiMet™ 250 Manual Abrasive Cutter (corte basto) y Struers Accutom-5 (corte de precisión) (ver Figura 15).

A continuación las probetas cortadas se embutieron en baquelita no conductora empleando una embutidora Buehler SimpliMet™ 2 Mounting Press (ver Figura 16). La superficie de las muestras embutidas se preparó siguiendo aproximadamente las indicaciones proporcionadas por Struers [19]. El proceso consistió en una primera etapa de desbaste de las muestras con lijas de carburo de silicio cada vez más finas (#320, #600, #1200, #2000 y #4000). A continuación, se realizó un pulido mecánico en una pulidora Buehler Beta with Vector Power Head (ver Figura 17) utilizando dos paños de distintos tamaños de partícula ( $3\ \mu\text{m}$  y  $0,04\ \mu\text{m}$ ), pasta de diamante abrasiva y lubricante de base etanol (DP-Blue) para el paño de  $3\ \mu\text{m}$  y una suspensión en base agua con sílice coloidal (OP-S  $0,04\ \mu\text{m}$ ) para el paño de  $0,04\ \mu\text{m}$ . Excepcionalmente, el lingote de partida fue sometido posteriormente a un pulido-ataque con una solución compuesta por 96 ml de OP-S  $0,04\ \mu\text{m}$ , 2 ml de agua y amoníaco al 25% y 2 ml de peróxido de hidrógeno al 3% [20].

Finalmente, la superficie pulida se atacó químicamente a temperatura ambiente sumergiendo las muestras durante 15 segundos en una disolución formada por 220 ml de agua, 40 ml de ácido clorhídrico y 10 g de cloruro de hierro (III) ( $\text{FeCl}_3$ ) [20]. Entre los distintos pasos, las muestras se limpiaron con agua y etanol.

a)



b)



**Figura 15:** Cortadoras. a) Buehler AbrasiMet™ 250 Manual Abrasive Cutter (corte basto); b) Struers Accutom-5 (corte de precisión)

a)



b)



**Figura 16:** a) Embutidora Buehler SimpliMet™ 2 Mounting Press; b) Ejemplo de muestras embutidas

a)



b)

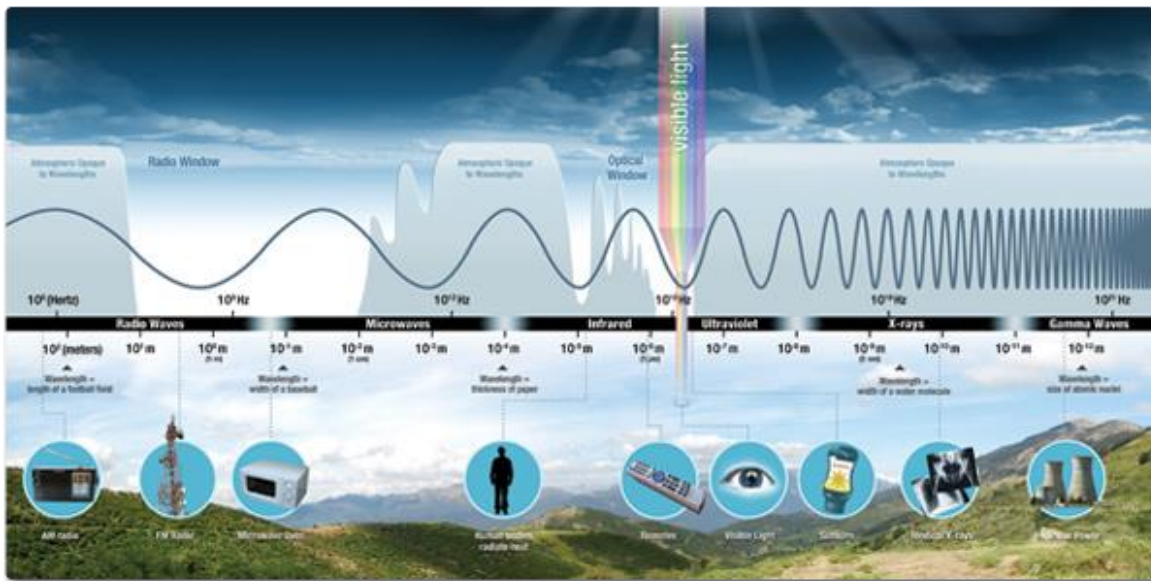


**Figura 17:** Lijadora y pulidora. a) Buehler MetaServ 250 with Vector Power Head; b) Buehler Beta with Vector Power Head

## 4.2.2 Análisis de Textura

### 4.2.2.1 Difracción de Rayos X: Macrotextura

Los rayos X fueron descubiertos en 1895 por el físico alemán Roentgen [17] y fueron nombrados de este modo porque en aquella época su naturaleza se desconocía. En la actualidad sabemos que los rayos X son un tipo de radiación electromagnética de la misma naturaleza que la luz pero con una longitud de onda mucho menor que esta última [17]. Por ello la unidad de medida en la región de los rayos X (ver Figura 18) es del orden del angstrom ( $1 \text{ \AA} = 10^{-10} \text{ m}$ ).



**Figura 18:** Espectro electromagnético [23]

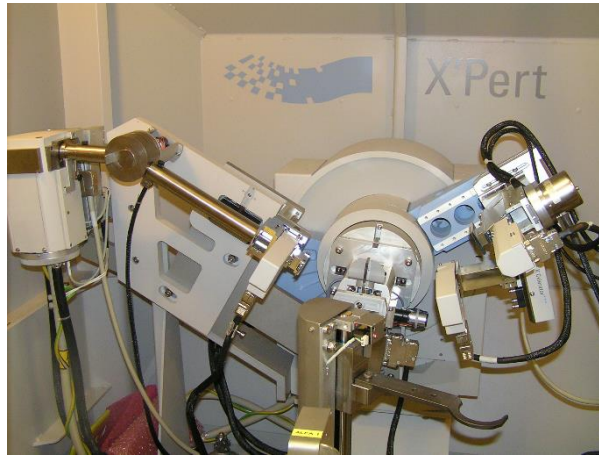
La radiación electromagnética es una carga eléctrica acelerada y, por tanto, tiene la capacidad de radiar energía [17]. El signo de la aceleración influye en el tipo de radiación electromagnética producida. En el caso de los rayos X, éstos son producidos cuando una partícula eléctricamente cargada con la suficiente energía cinética es decelerada rápidamente [17]. Los rayos X son, por tanto, una onda electromagnética caracterizada por un campo eléctrico cuya fuerza varía sinusoidalmente con el tiempo en todos los puntos del haz [17].

El fenómeno de la difracción de los rayos X fue ampliamente revisado en [17], del cual se extrae resumidamente lo siguiente: el haz difractado tiene la misma frecuencia y longitud de onda que el haz incidente y se dice que ambos haces son coherentes cuando existe una relación entre sus fases (en el caso de la difracción por electrones, la longitud de onda del haz difractado es de  $\lambda/2$ ).

La medida de la macrotextura se llevó a cabo mediante difracción de rayos X y, en particular, utilizando el método de reflexión de Schulz [17] en un difractómetro PANalytical modelo X'Pert PRO MRD provisto de un anillo de Euler.



En la Figura 19 se presenta una fotografía del difractómetro disponible en la Universidad Complutense de Madrid. La radiación utilizada fue  $\text{CuK}\alpha$ .



**Figura 19:** Difractómetro de rayos X: PANalytical modelo X'Pert PRO MRD

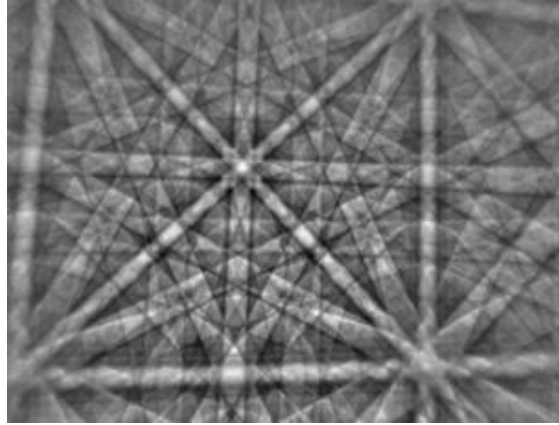
La muestra se coloca en un portamuestras especial situado en la cara interior del anillo (goniómetro) de Euler, de tal forma que la superficie irradiada contiene siempre una recta tangente al círculo de enfoque que pasa por la fuente de rayos X y el detector. El anillo gira alrededor de su diámetro paralelo a la vertical hasta conseguir que el ángulo de incidencia de los rayos X sobre la muestra corresponda a la reflexión de Bragg deseada  $h=(h,k,l)$ . Entonces se gira el portamuestras a intervalos de  $3^\circ$  a lo largo de la cara interior del anillo de Euler, de forma que planos  $(h,k,l)$  correspondientes a granos cristalinos con orientaciones diferentes vayan situándose sucesivamente en posición exacta de Bragg. En el detector se recoge la intensidad difractada en cada una de las posiciones del portamuestras. Estos datos de intensidad se procesan utilizando el software Mtex [24]. Este programa permite, a partir de las figuras de polos medidas, calcular la función de distribución de orientaciones (FDO) y, posteriormente, las figuras directas e inversas de polos calculadas.

### **Preparación de muestras**

La preparación de las muestras es la misma que la descrita en el apartado 4.2.1, suprimiendo el último paso de ataque químico.

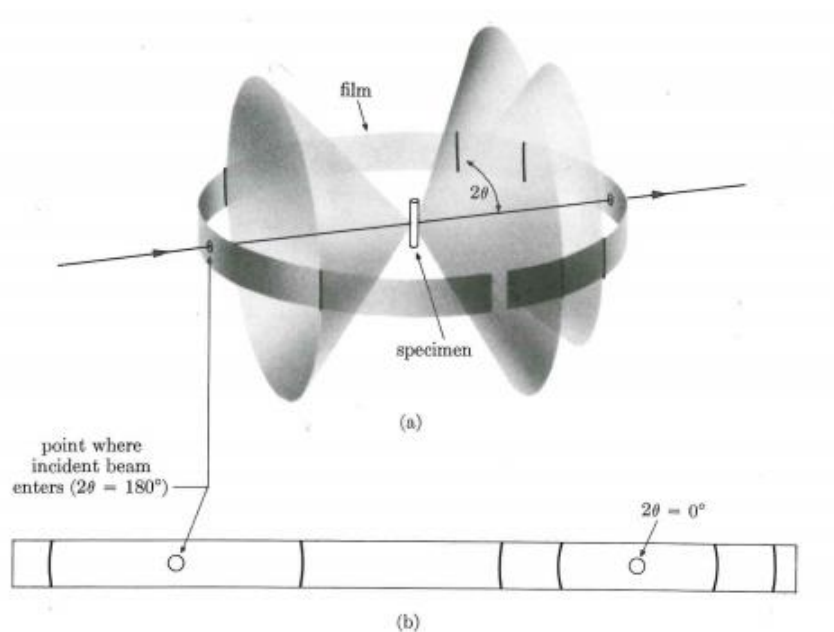
#### **4.2.2.2 Difracción de Electrones Retrodispersados (EBSD): Microtextura**

Para medir la microtextura se emplea la técnica de la difracción de electrones retrodispersados (EBSD) que utilizan como herramienta los diagramas de Kikuchi. Estos diagramas están formados por pares de líneas blancas sobre un fondo oscuro y difuso, tal y como se muestra en la Figura 20. Cuando el haz incidente penetra en la muestra, la mayoría de los electrones son dispersados inelásticamente y emergen de la misma en todas direcciones. Estos electrones constituyen el fondo difuso del diagrama de difracción [16].



**Figura 20:** Ejemplo de diagrama de Kikuchi [21]

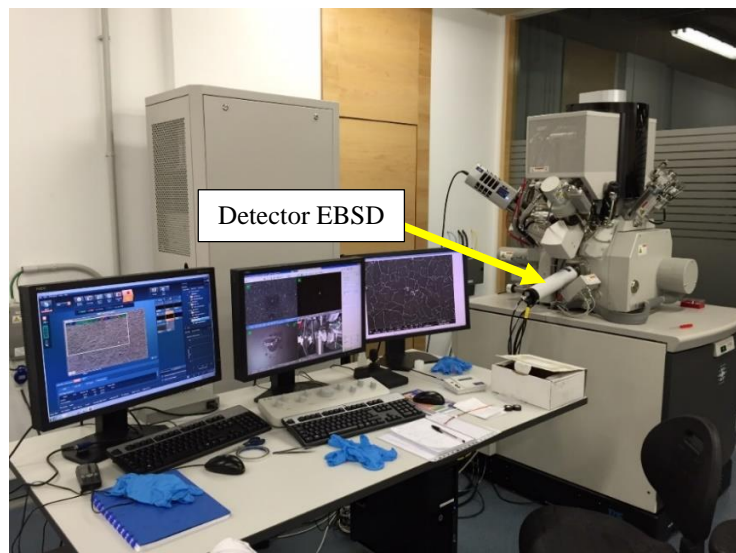
Sin embargo, algunos electrones, después de una o varias reflexiones inelásticas con poca pérdida de energía, inciden posteriormente en posición de Bragg [16] sobre un haz de planos cristalinos y son difractados bajo un ángulo de Bragg a lo largo de las generatrices de dos conos, como se muestra en la Figura 21. Los ángulos de Bragg son mucho más pequeños que los dibujados en la Figura 21 siendo valores típicos  $0,5^\circ$  y por tanto la apertura de los conos es muy grande. Generalmente la intensidad de los haces difractados es distinta a lo largo de cada uno de los conos, debido a que la dirección del haz de electrones inelásticos no coincide ya con la dirección del haz incidente original. Así, la intersección de los conos de difracción con la banda es un conjunto de pares de líneas (ver Figura 21). La anchura de las líneas es inversamente proporcional al espaciado interplanar y depende también de ciertas características del sistema como la distancia de la cámara a la muestra y la distancia de trabajo en el MEB (Microscopio Electrónico de Barrido). El ángulo entre dos pares de líneas de Kikuchi es equivalente al ángulo interplanar entre los planos cristalinos asociados con cada una de las líneas. Las intersecciones entre varias líneas, también llamadas polos, corresponden a direcciones importantes de la red cristalina, comunes a varios planos, y reciben el nombre de ejes de zona.



**Figura 21:** Formación de los conos de difracción. [17]

En resumen, los diagramas de Kikuchi son, por tanto, mapas de distancias angulares que reflejan la simetría de la red cristalina. A partir de la situación de los ejes de zona es posible determinar la orientación de la red. La calidad del diagrama (definición de las líneas) refleja cualitativamente el grado de deformación del cristal.

Las medidas de microtextura se llevaron a cabo en el microscopio electrónico de barrido de emisión de campo FEI Helios NanoLab 600i del Instituto IMDEA Materiales (ver Figuras 22 y 23) utilizando un voltaje de 15 kV, una intensidad de 0,34 nA y una distancia de trabajo de 8 mm para la muestra Cu 2 R y utilizando un voltaje de 10 kV, una intensidad de 0,17 nA y una distancia de trabajo de 8 mm para la muestra Cu 2 SR. En particular, se utilizó esta técnica para examinar las muestras anteriormente mencionadas, con el fin de comparar los efectos de la deformación severa y el recocido posterior en la distribución espacial de las orientaciones, en la forma y tamaño del grano, y en la distribución de fronteras de grano.



**Figura 22:** Microscopio electrónico de barrido FEI Helios NanoLab 600i



**Figura 23:** Cámara del microscopio electrónico de barrido



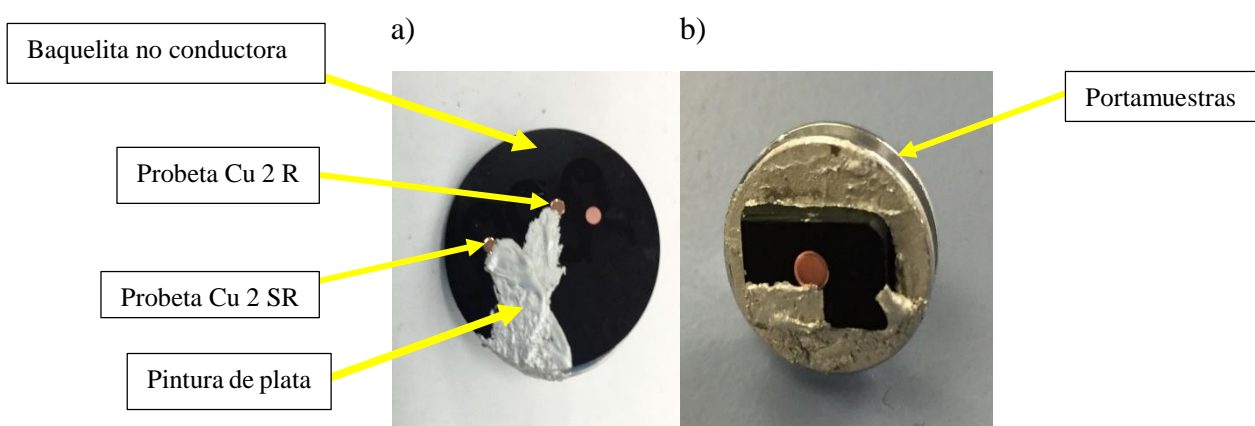
## Preparación de muestras

Esta preparación consta de un proceso de desbaste como el descrito en el apartado 4.2.1 [19] seguido de un electropulido con una solución de electrolito D2 (Struers), área de  $0,5 \text{ cm}^2$ , un voltaje de 24 V durante 10 segundos. El electropulido se llevó a cabo con una electropulidora Struers LectroPol-5 (ver Figura 24).

Antes de introducirlas en la cámara del microscopio (ver Figura 23), las muestras preparadas se pegaron al portamuestras teniendo especial cuidado. En particular, se utilizó cinta de carbono y pintura de plata para evitar acumulaciones de carga (ver Figura 25).



**Figura 24:** Electropulidora Struers LectroPol-5

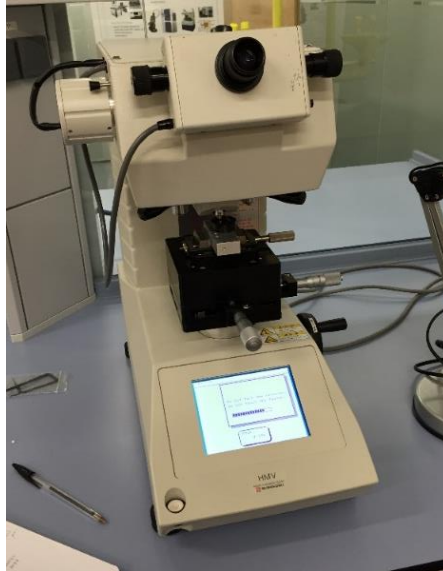


**Figura 25:** a) Probetas Cu 2 R y Cu 2 SR embutidas y preparadas para EBSD; b) Probeta Cu 2 SR separada y preparada para EBSD

## 4.3 Caracterización Mecánica

### 4.3.1 Microdureza Vickers

La medición de la dureza Vickers se realizó mediante un microdurómetro “Shimadzu HMV-2” (Figura 26), aplicando una fuerza de 0,5 kg durante un tiempo de 15 s.



**Figura 26:** Microdurómetro Shimadzu HMV-2

Para tener mayor precisión y fiabilidad, se realizaron diez huellas por muestra y posteriormente se calcularon la media aritmética y la desviación típica ( $\sigma$ ), ésta última utilizando la siguiente ecuación:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{N}} \quad (1)$$

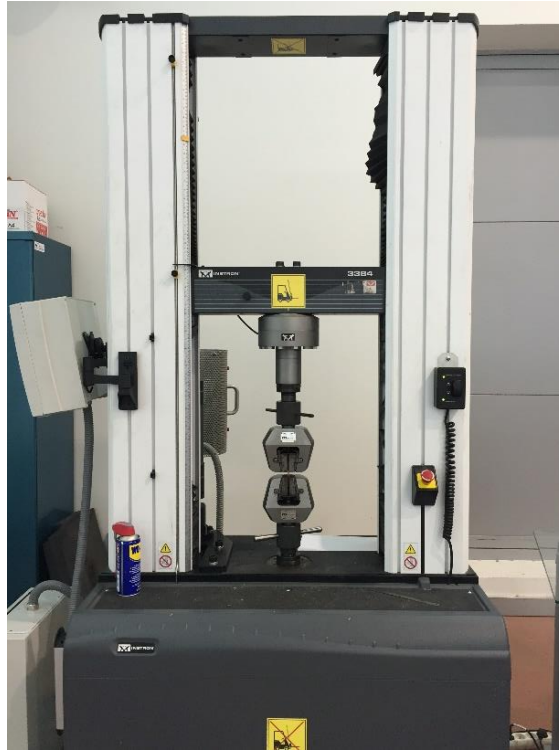
donde  $x_i$  es el valor de la dureza de la muestra  $i$ ,  $\bar{x}$  es la media aritmética de la población de datos y  $N$  es el número total de medidas de dureza realizadas (10).

### 4.3.2 Ensayos de Tracción

Los ensayos de tracción se llevaron a cabo mediante una máquina de tracción Instron 5980 del Instituto IMDEA Materiales (ver Figura 27) a temperatura ambiente y a velocidades de deformación cuasi-estáticas. Los hilos fueron ensayados con una célula de carga de 10 kN y las láminas extruidas con una de 150 kN.

Se ensayaron, por un lado, los alambres de 2 mm de diámetro antes y después del recocido en línea (Cu 2 R y Cu 2 SR). Las probetas de tracción fueron cilindros de 2 mm de

diámetro y 20 mm de longitud. La velocidad de deformación fue de  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ . Así mismo, se ensayaron todas las láminas extruidas (Cu L.EXT 3, Cu L.EXT 3,6, Cu L.EXT 5,8). La velocidad de deformación aplicada fue aproximadamente de  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . En este caso las probetas fueron paralelepípedos de dimensiones (en mm) 70 x 20 x 3, 70 x 20 x 3,6 y 70 x 20 x 5,8 respectivamente.



**Figura 27:** Máquina de tracción Instron 5980

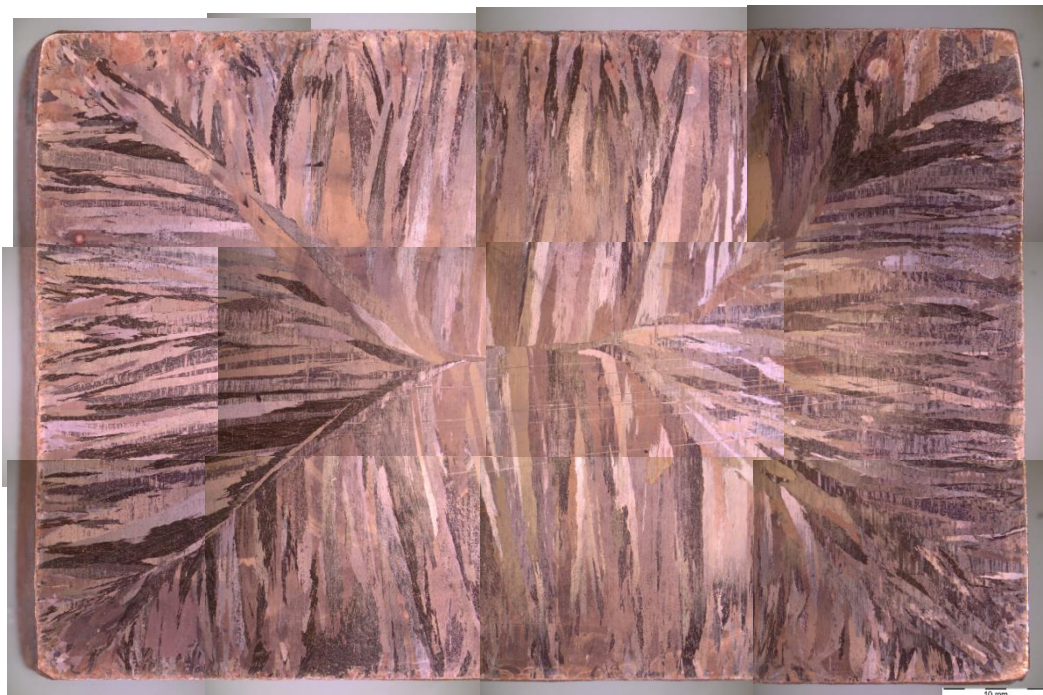
## 5 Resultados y Discusión

### 5.1 Microestructura

A continuación (Figuras 29-65) se muestran micrografías obtenidas mediante microscopía óptica que representan la microestructura de todas las muestras recogidas en la Tabla 3. Para cada una de ellas se han examinado secciones longitudinales (esto es, paralelas al eje de laminación, trefilado o extrusión, en su caso) y transversales (perpendiculares al eje de laminación, trefilado o extrusión, en su caso). Para cada condición se presentan dos micrografías, una a unos aumentos comunes a todas las muestras (500 aumentos) y otra a unos aumentos específicos para cada muestra.

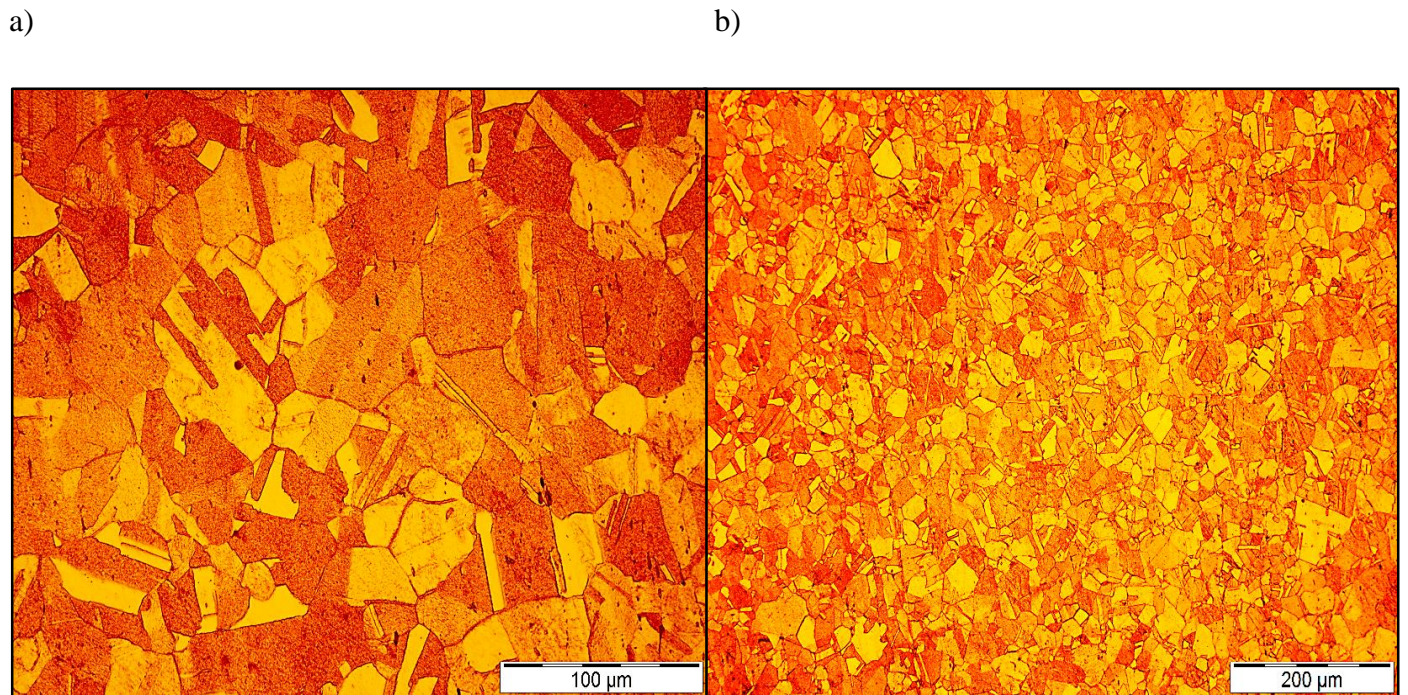


**Figura 28:** Lingote de partida atacado

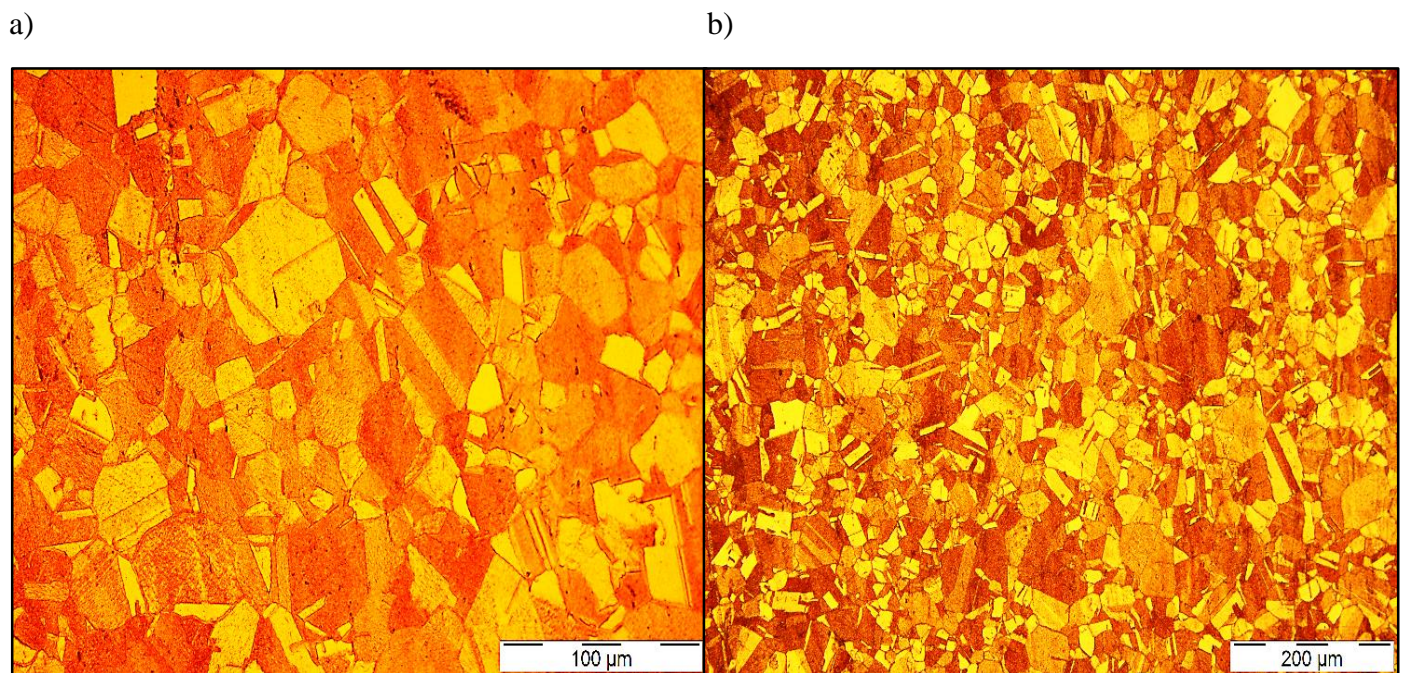


**Figura 29:** Fotomontaje de la microestructura del lingote de partida



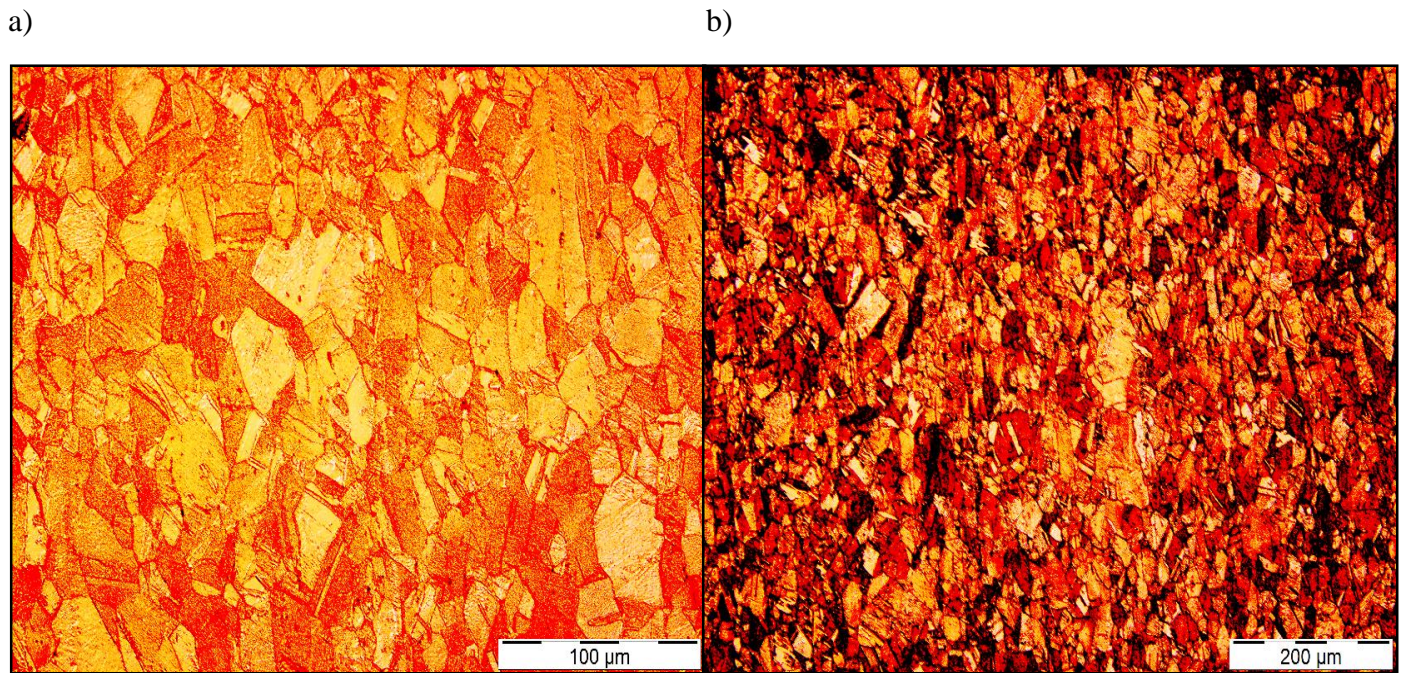


**Figura 30:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 12,5. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos

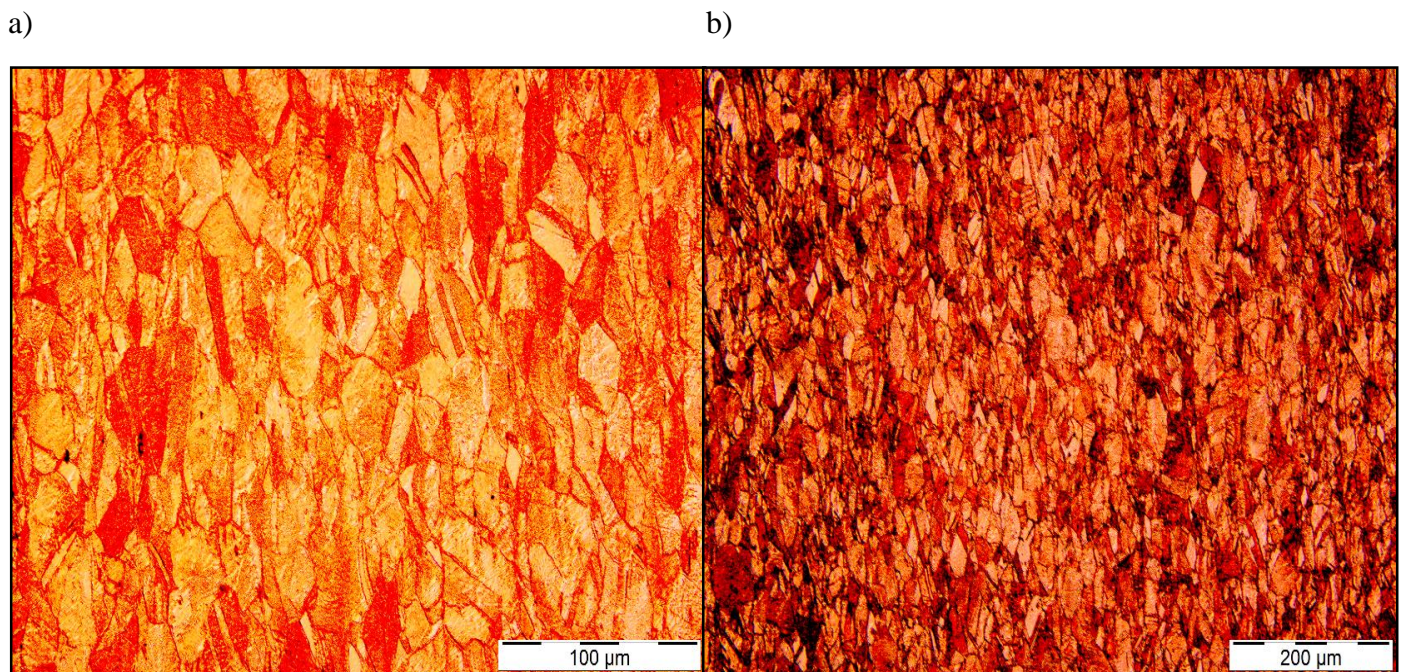


**Figura 31:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 8. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos



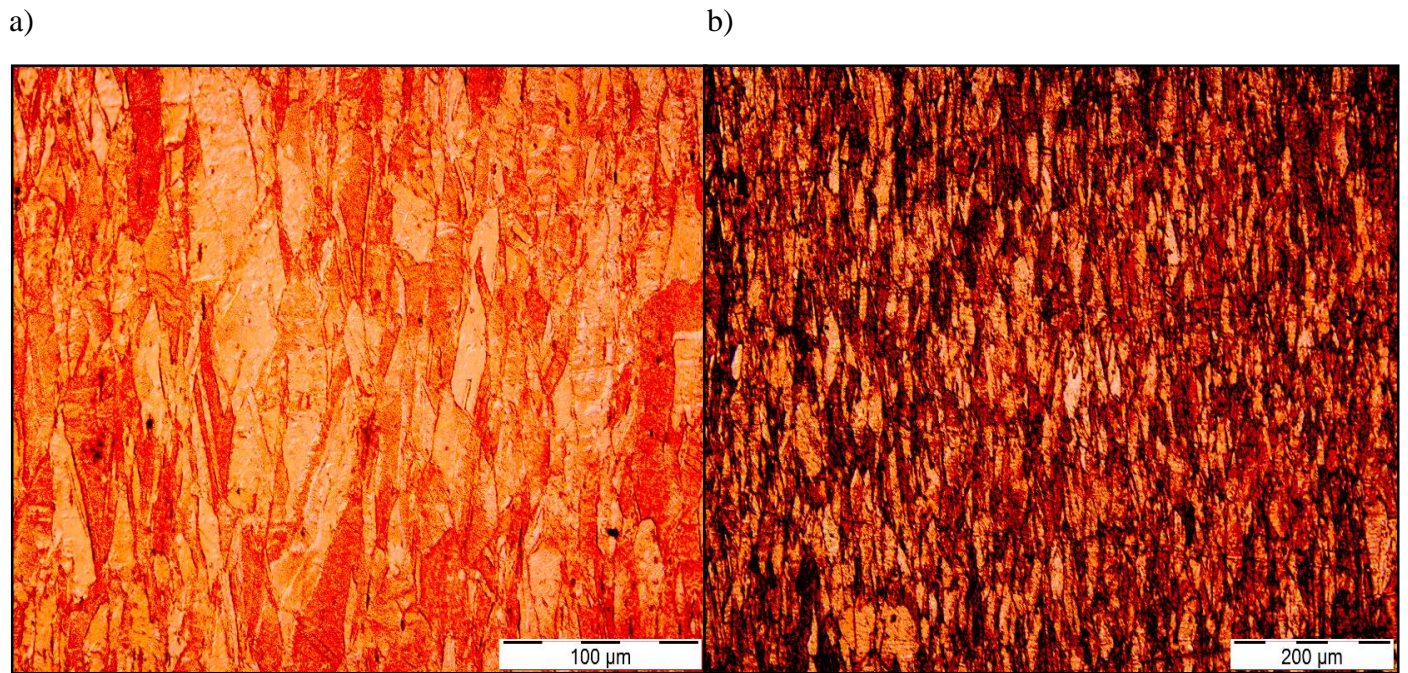


**Figura 32:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 7,1. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos

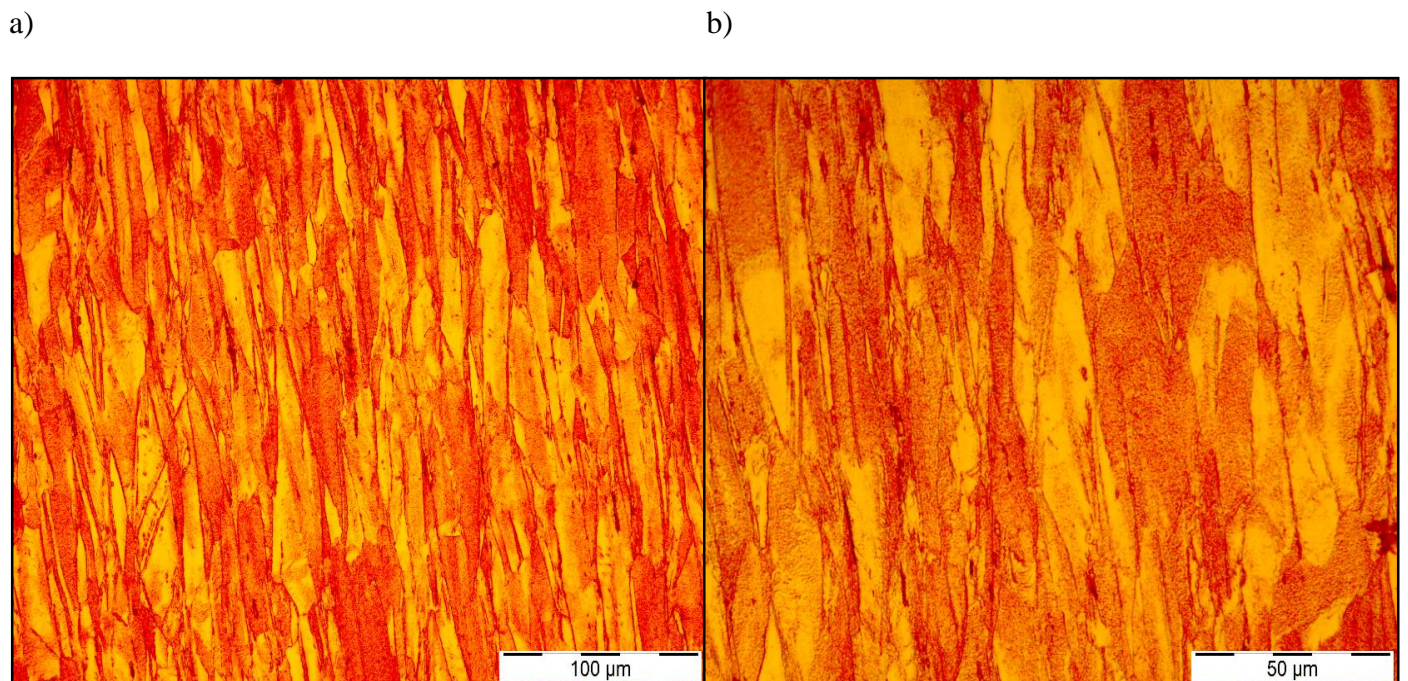


**Figura 33:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 6,2. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos



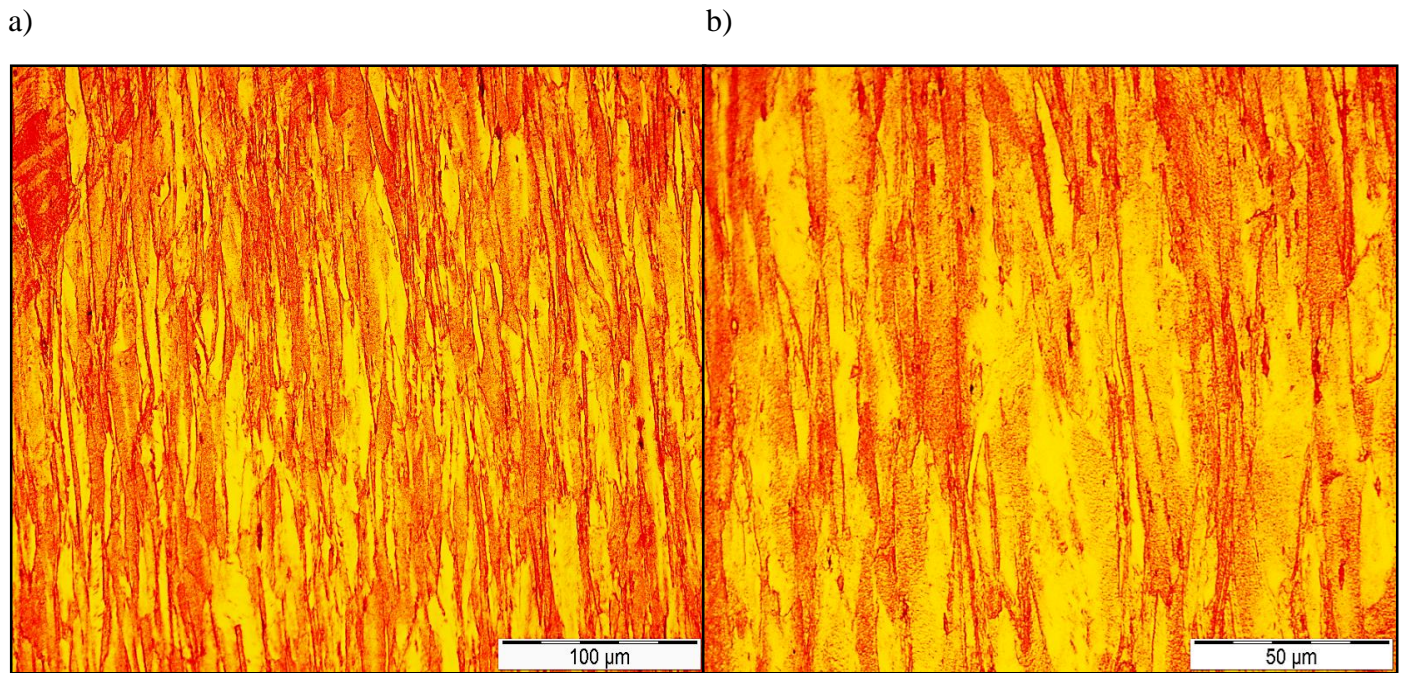


**Figura 34:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 5,5. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos

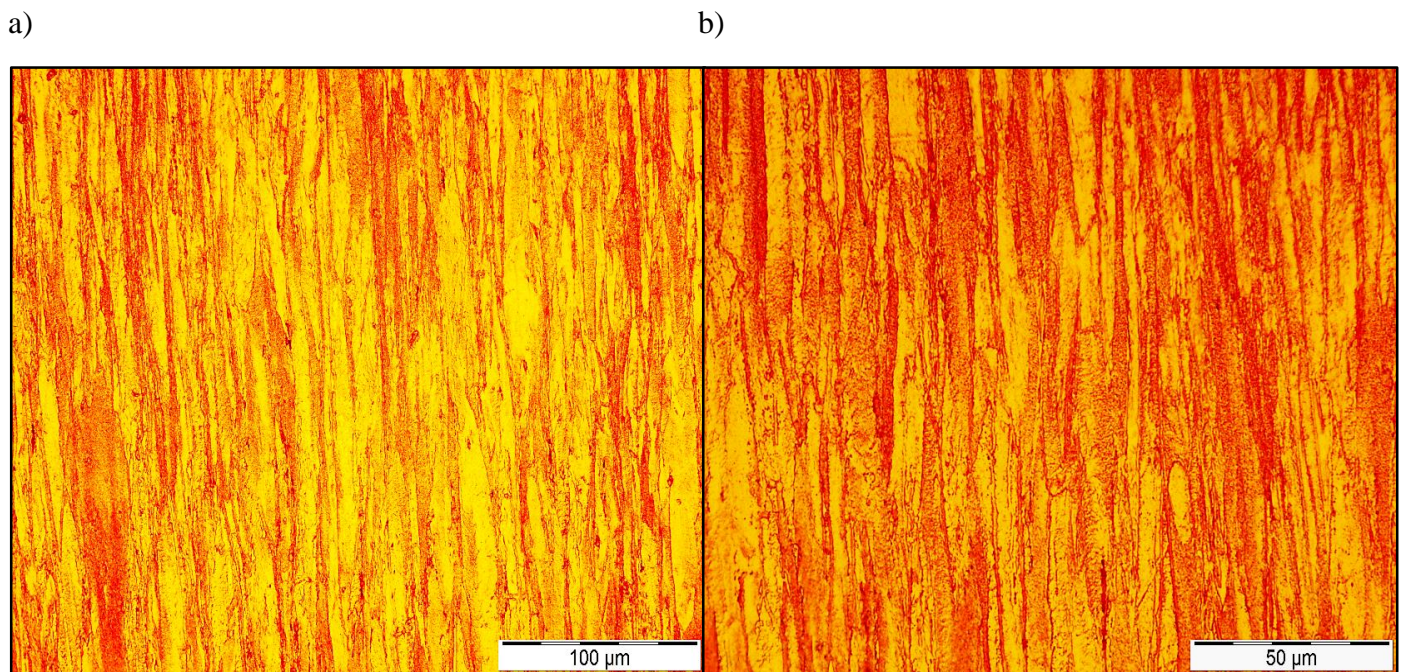


**Figura 35:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 4,8. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos



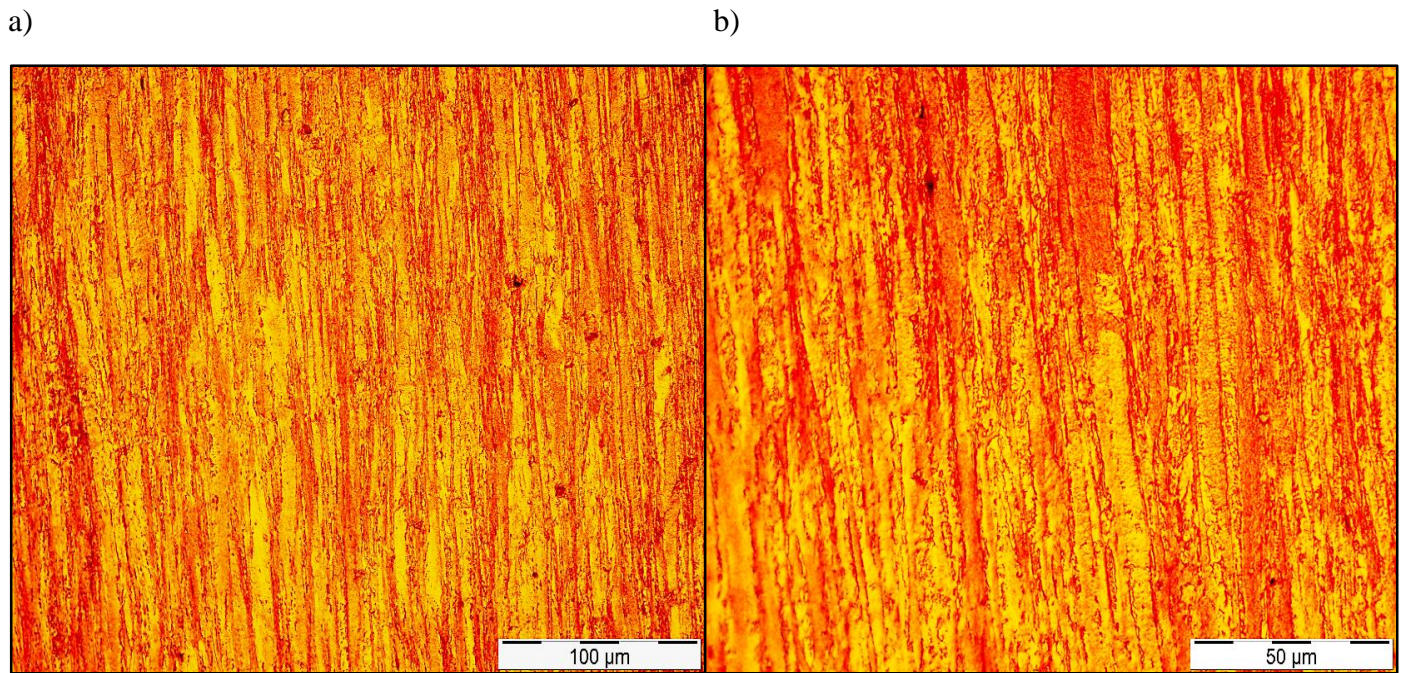


**Figura 36:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 4,2. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos

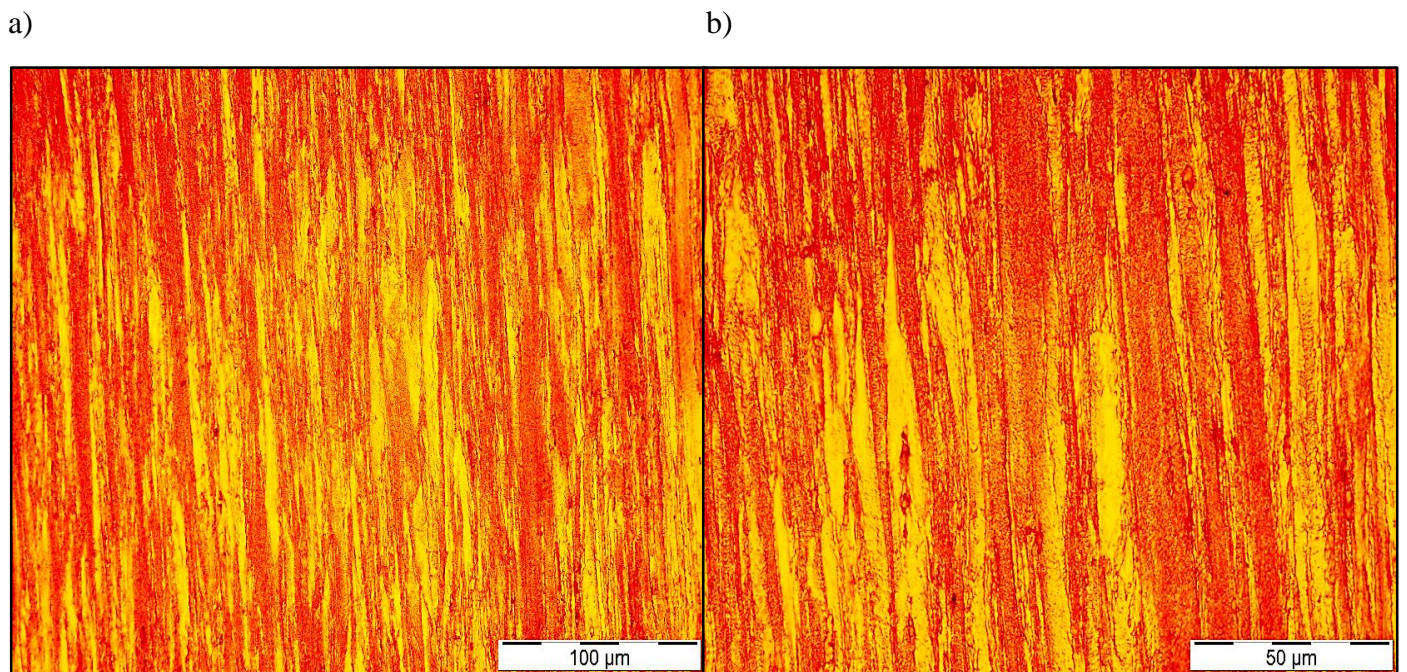


**Figura 37:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 3,7. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos



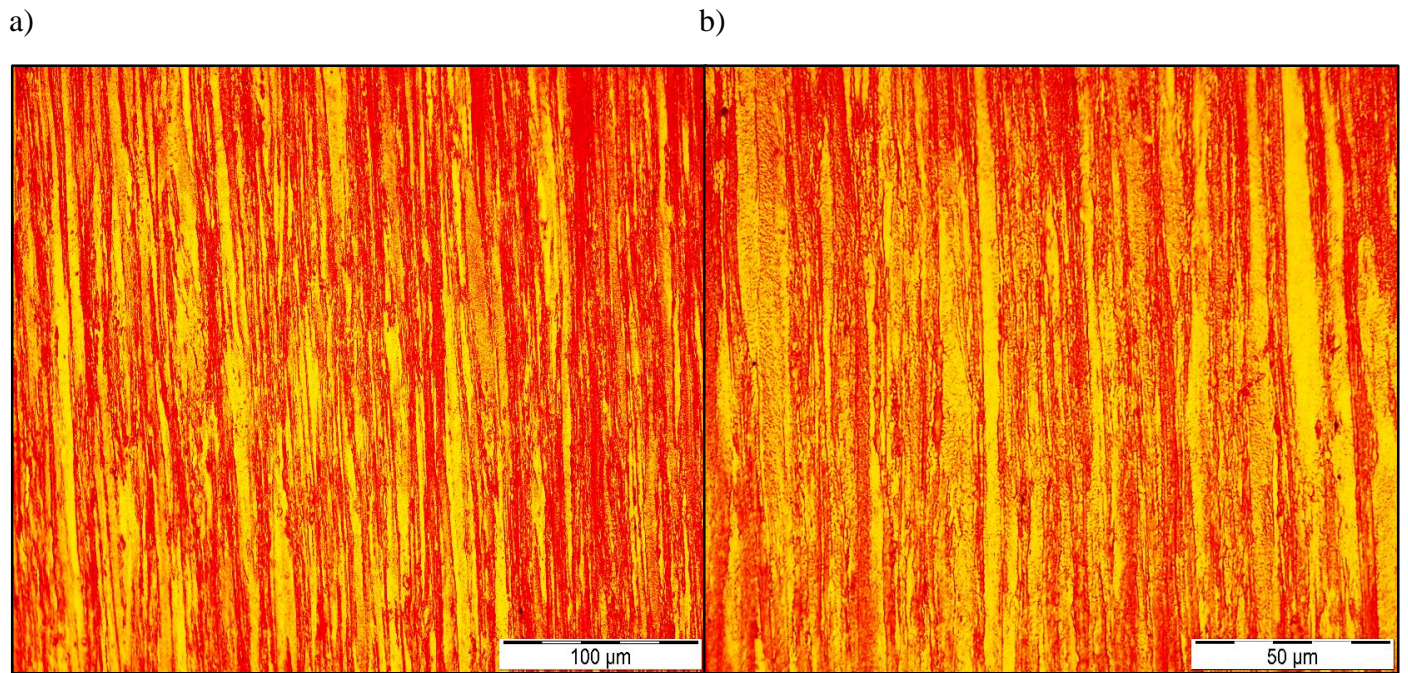


**Figura 38:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 3,2. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos

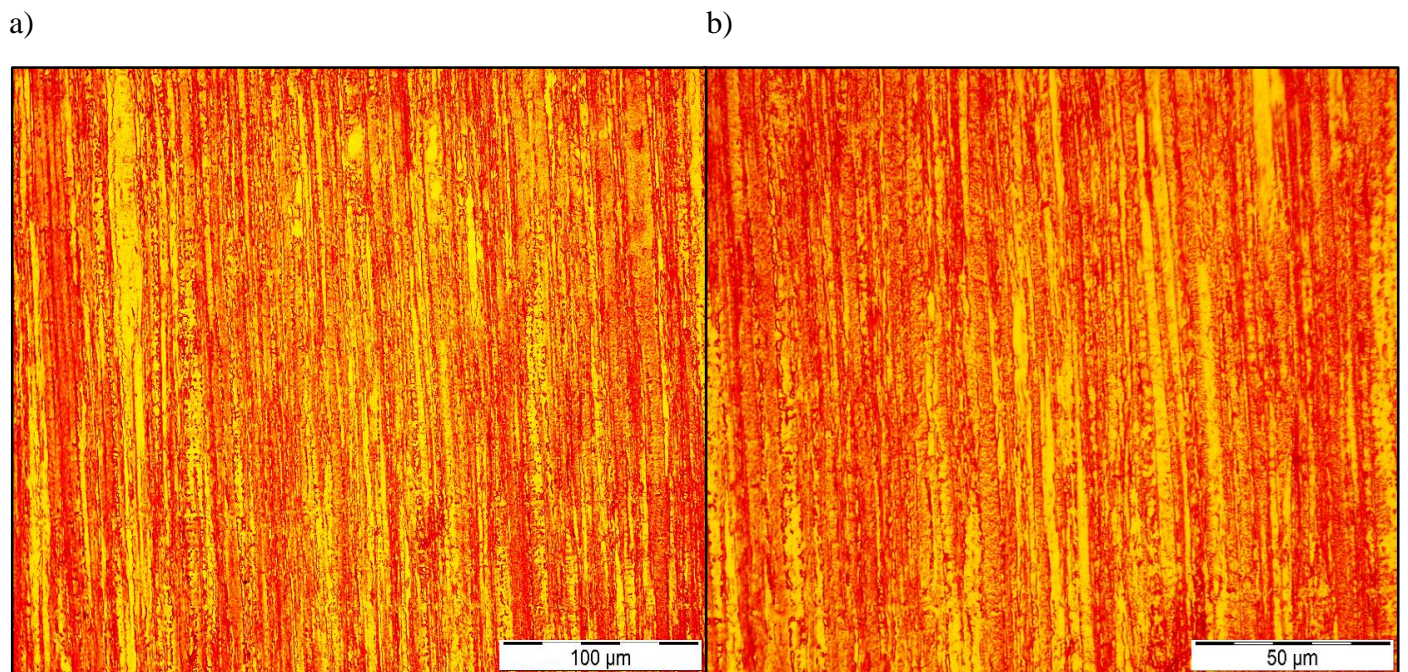


**Figura 39:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 2,9. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos



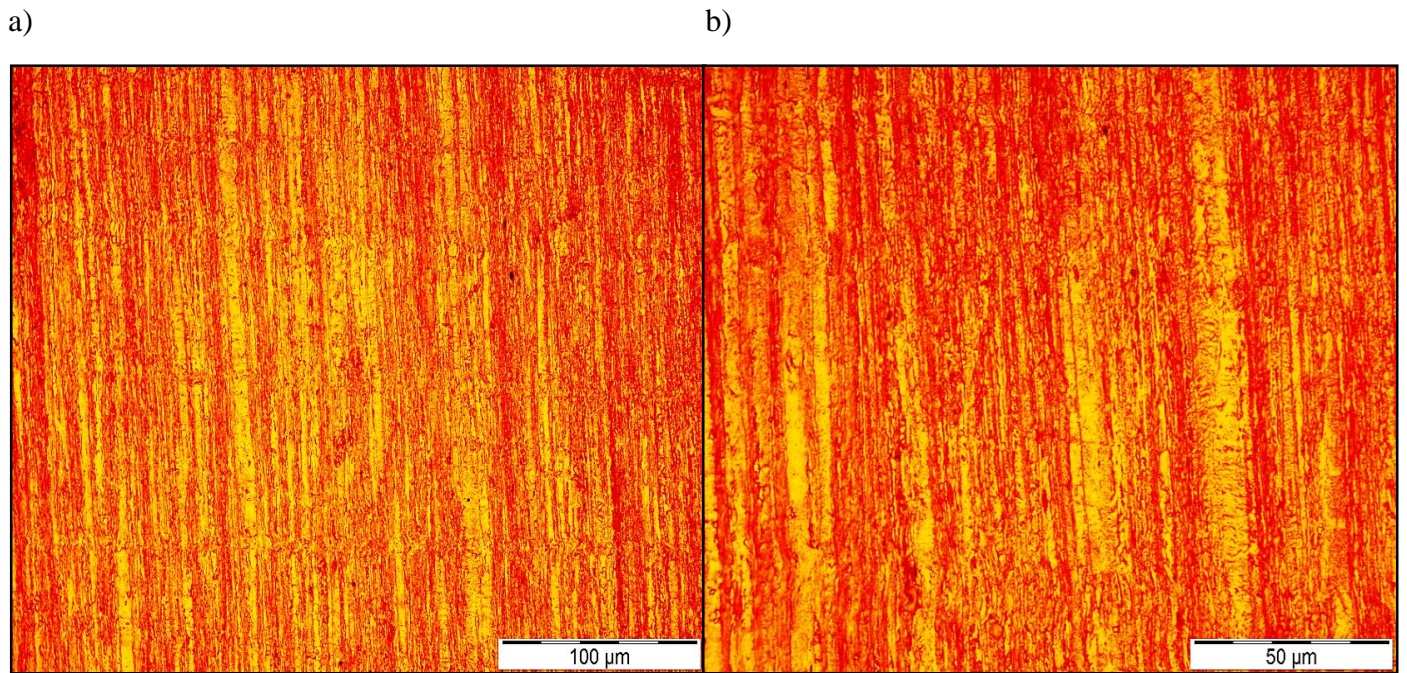


**Figura 40:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 2,5. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos

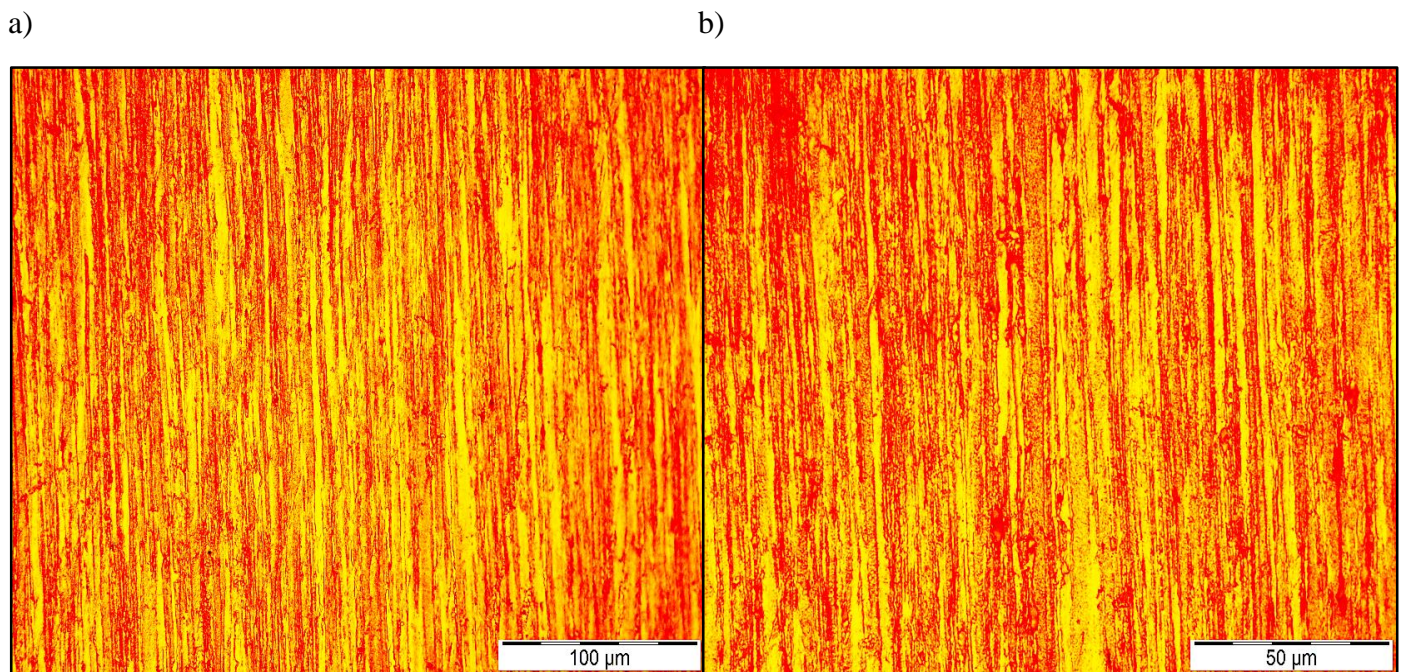


**Figura 41:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 2,2. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos



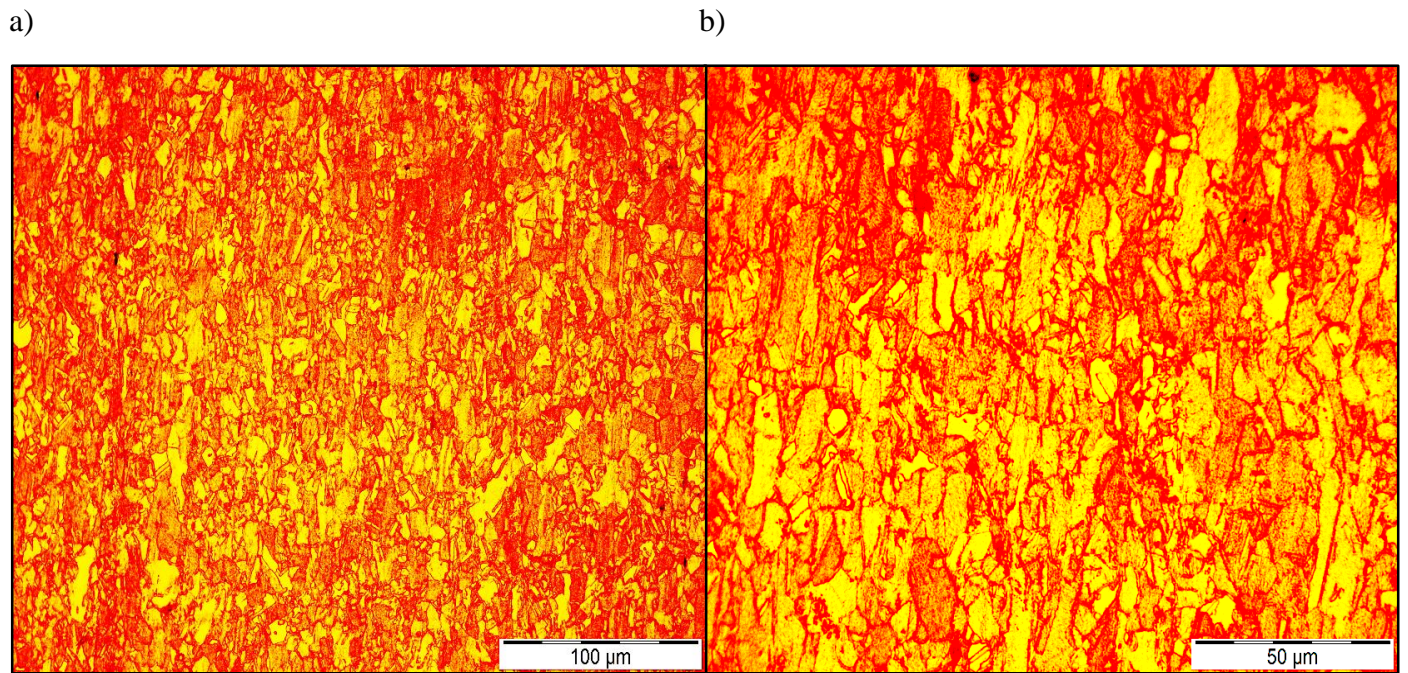


**Figura 42:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 2. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos

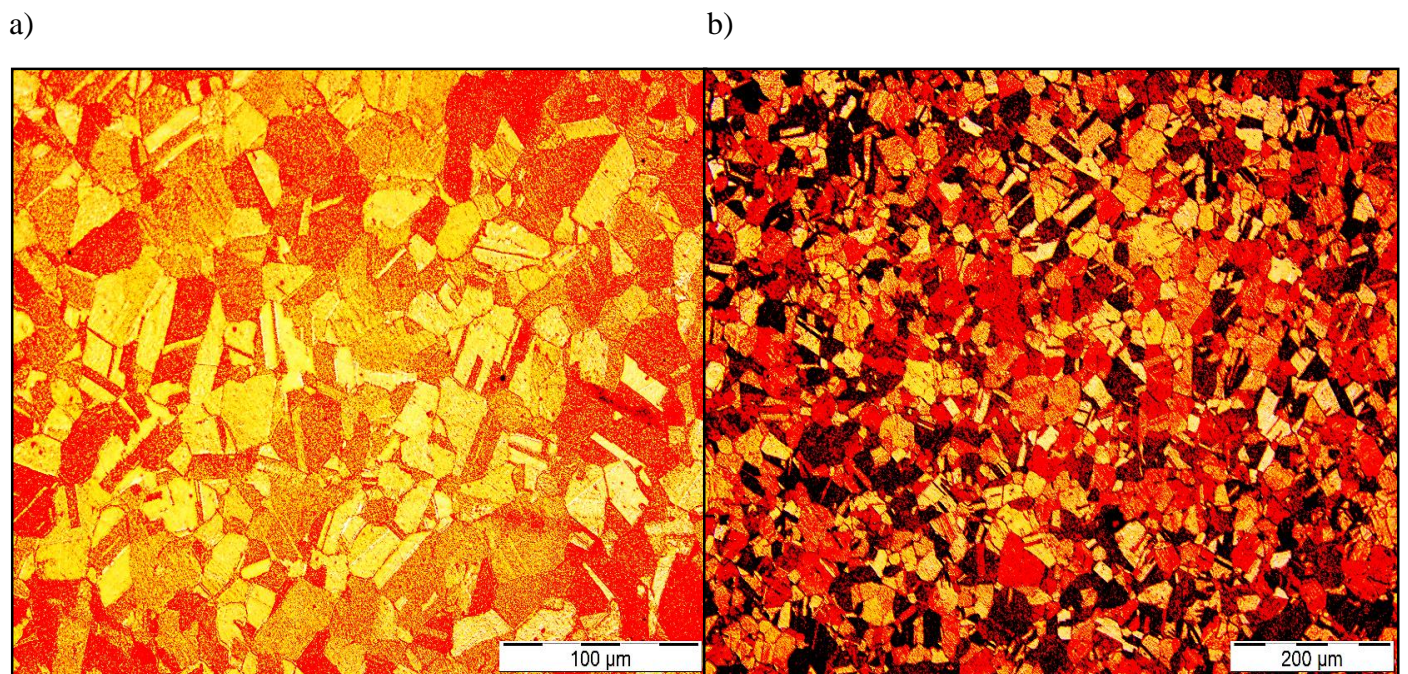


**Figura 43:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 2 SR. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos



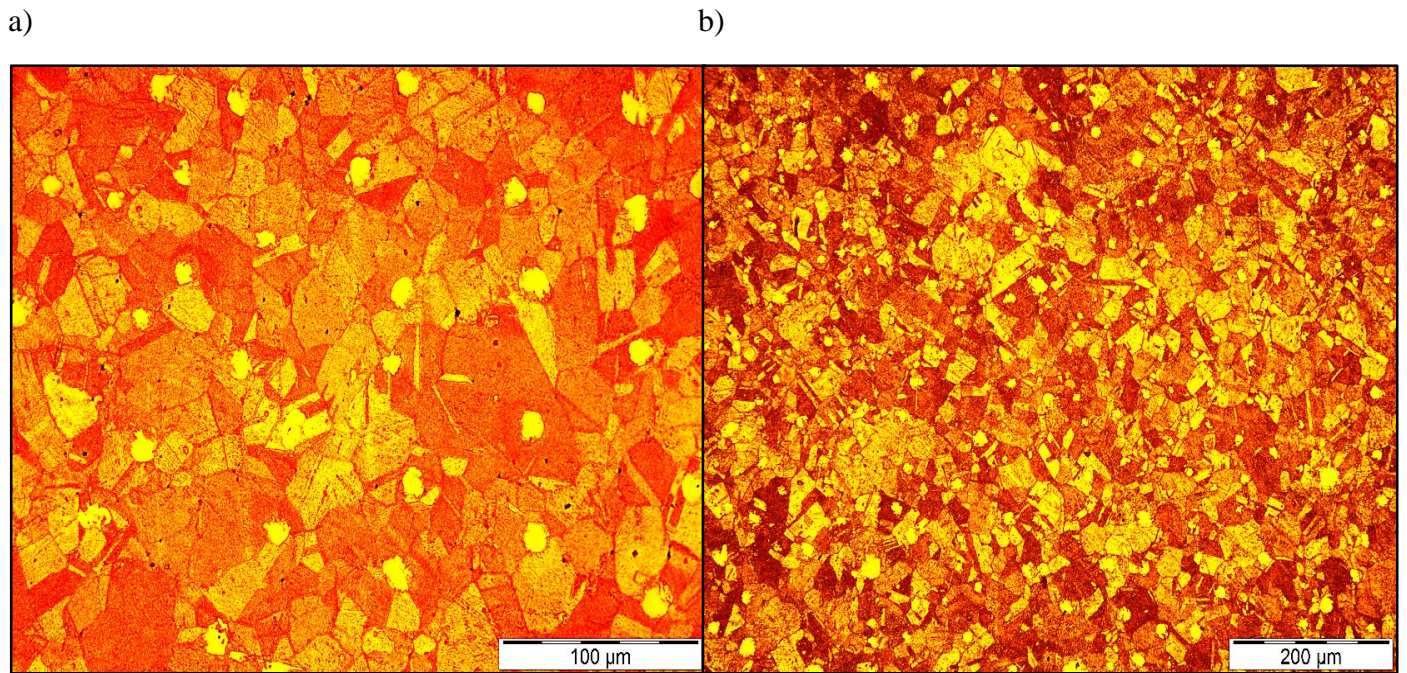


**Figura 44:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu 2 R. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos

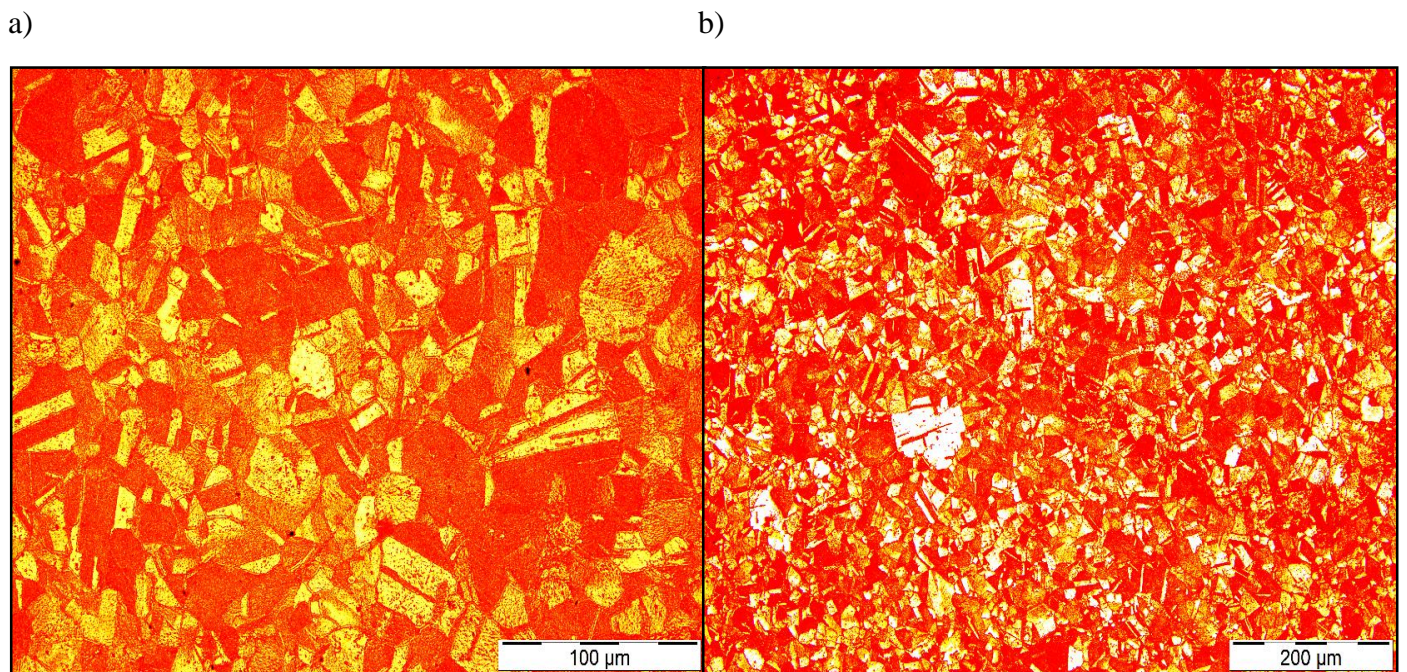


**Figura 45:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 12,5. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos



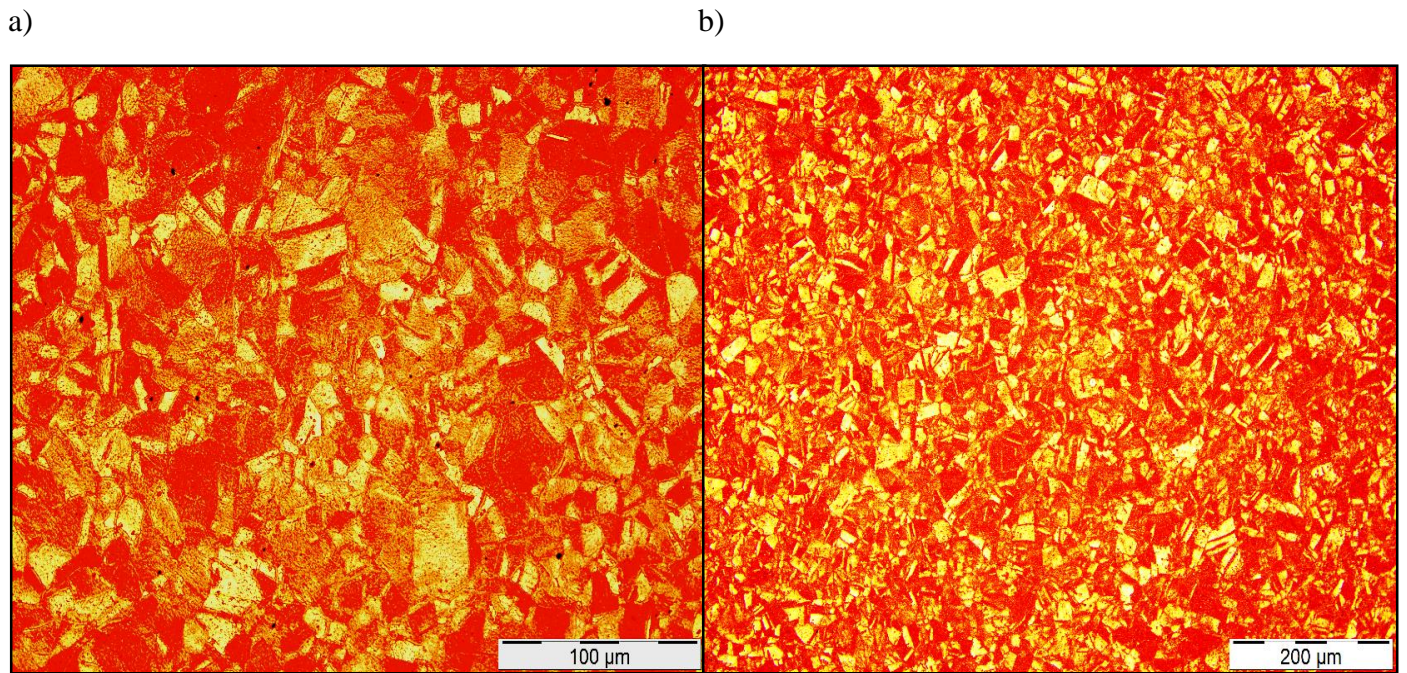


**Figura 46:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 8. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos

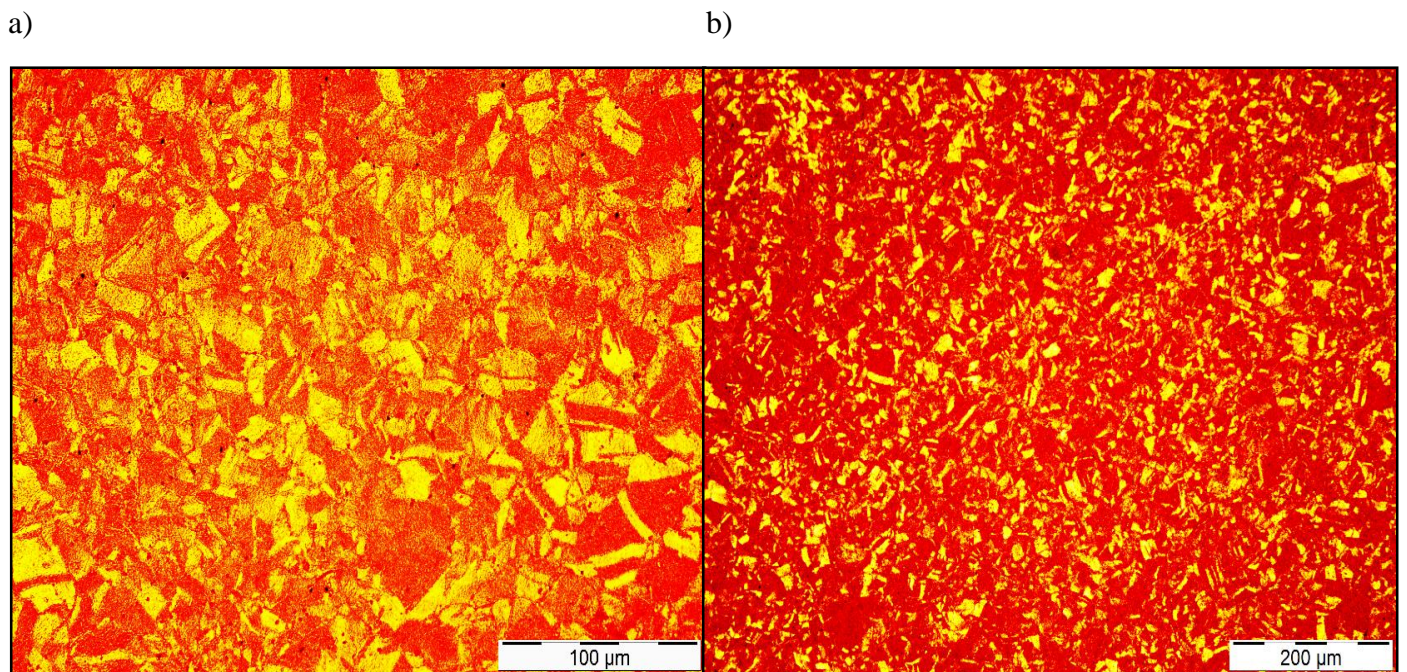


**Figura 47:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 7,1. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos



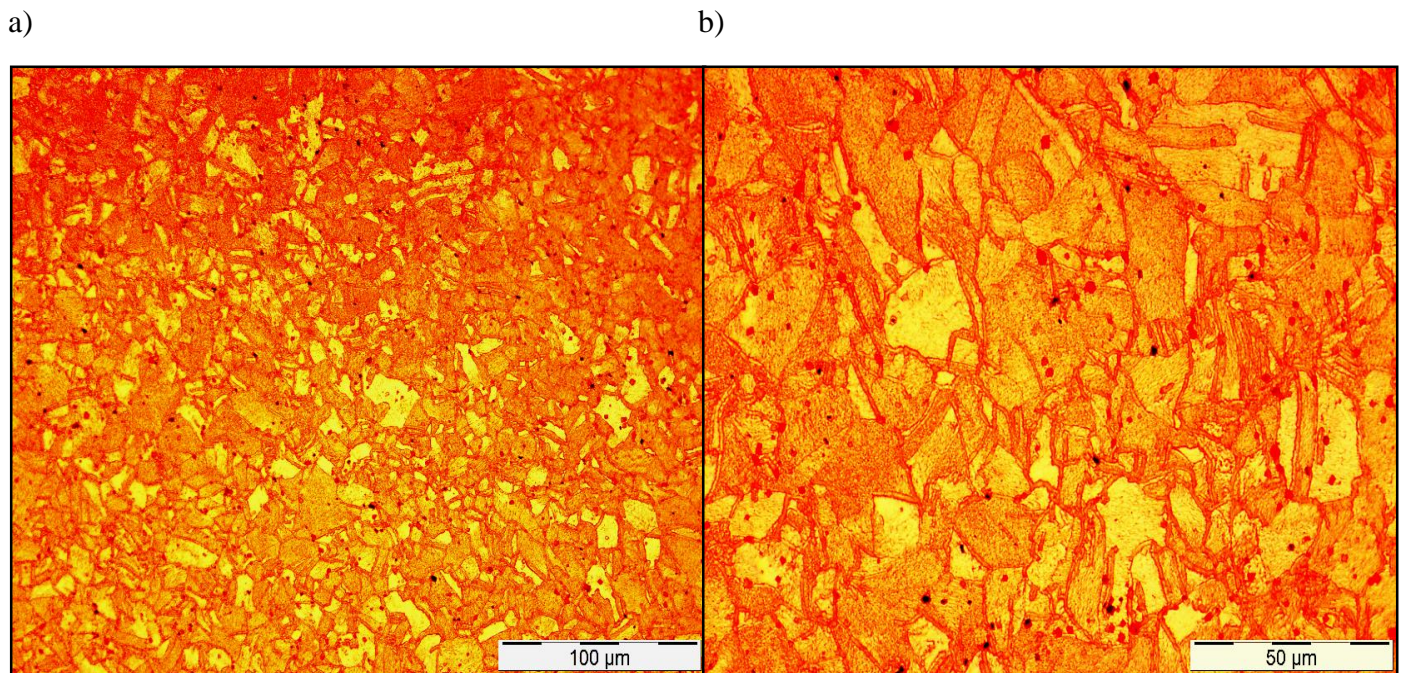


**Figura 48:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 6,2. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos

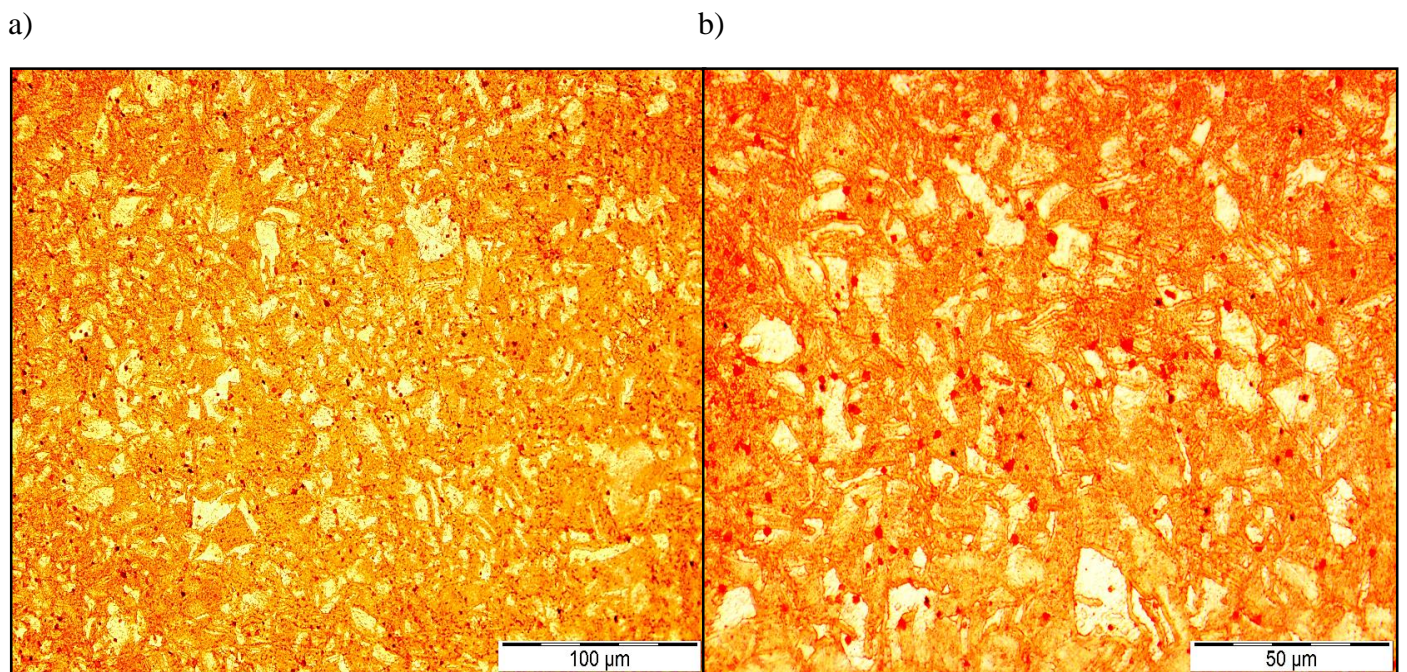


**Figura 49:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 5,5. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos



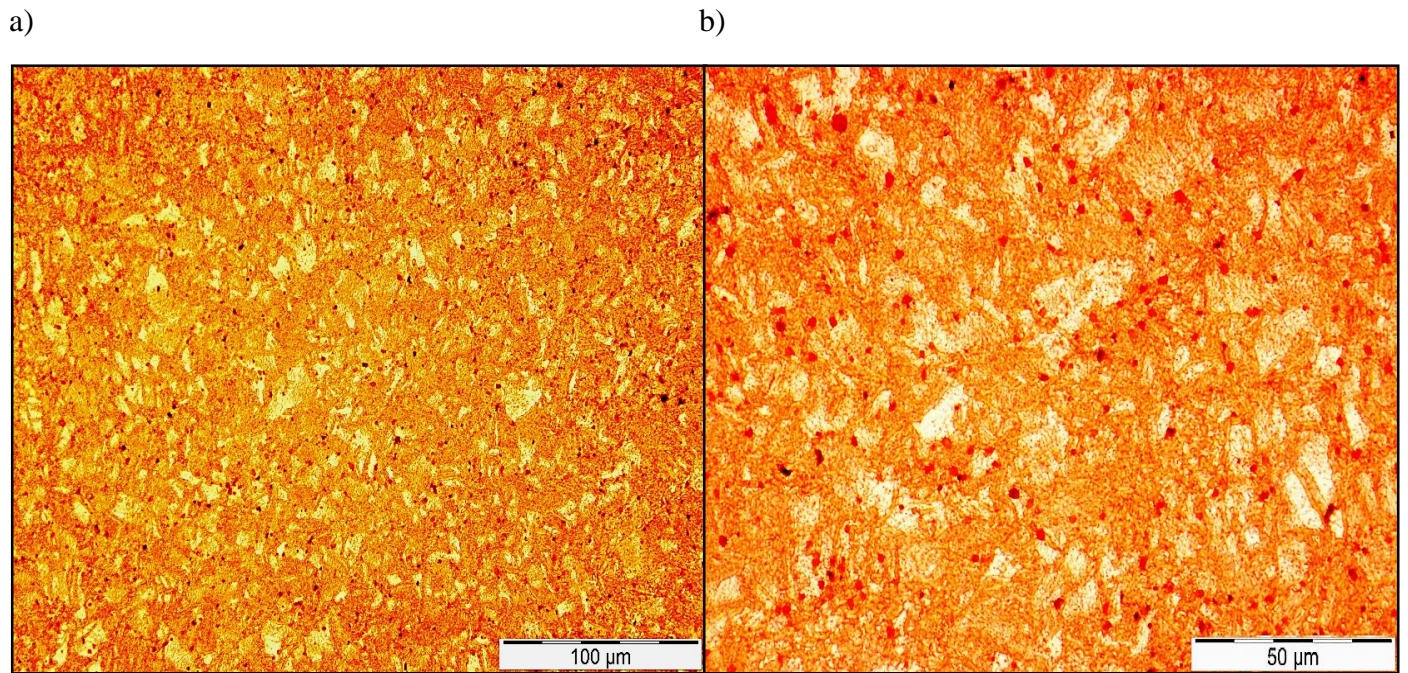


**Figura 50:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 4,8. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos

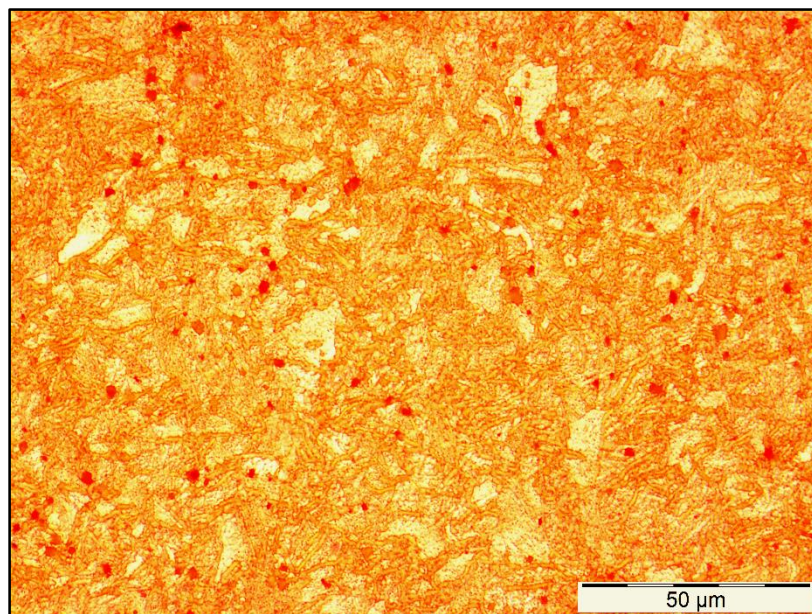


**Figura 51:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 4,2. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos



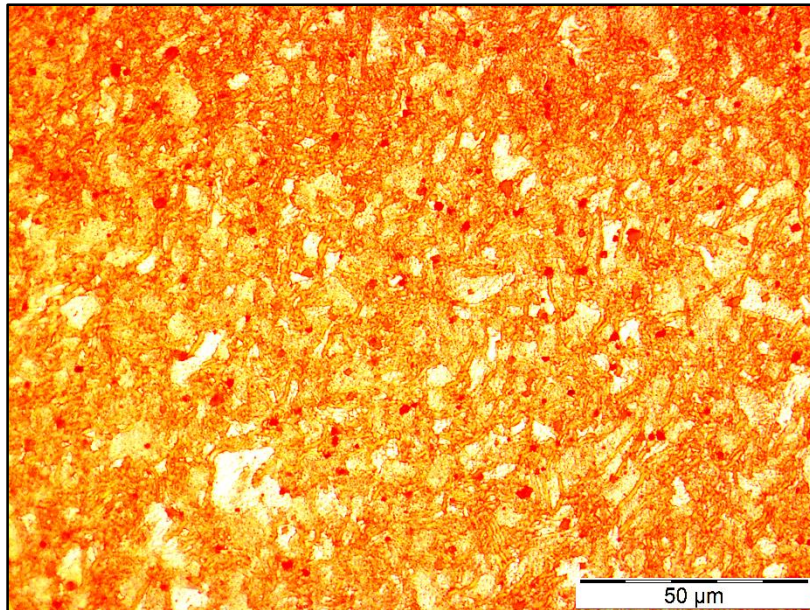


**Figura 52:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 3,7. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos

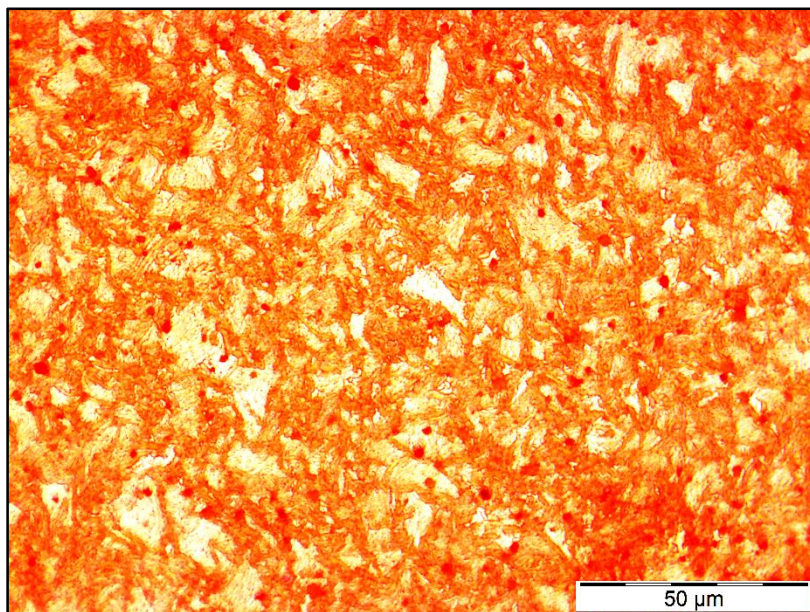


**Figura 53:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 3,2. 1000 aumentos



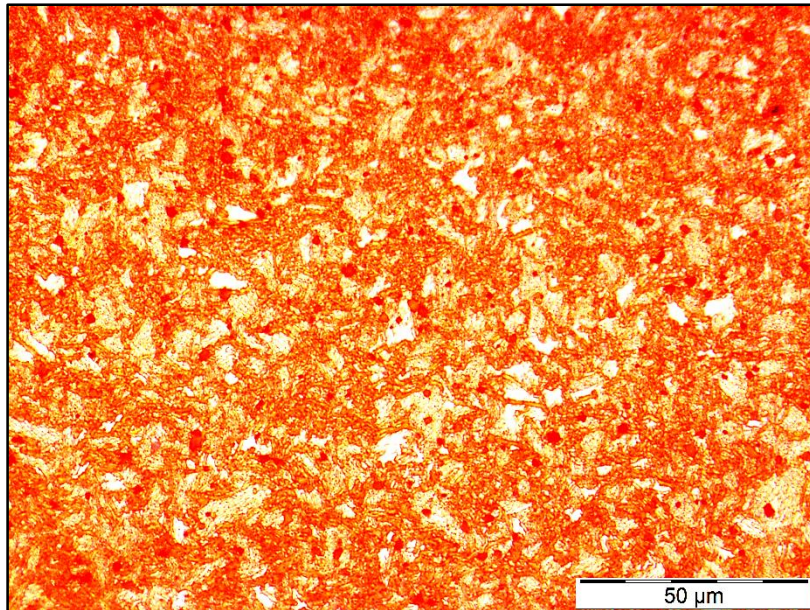


**Figura 54:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 2,9. 1000 aumentos

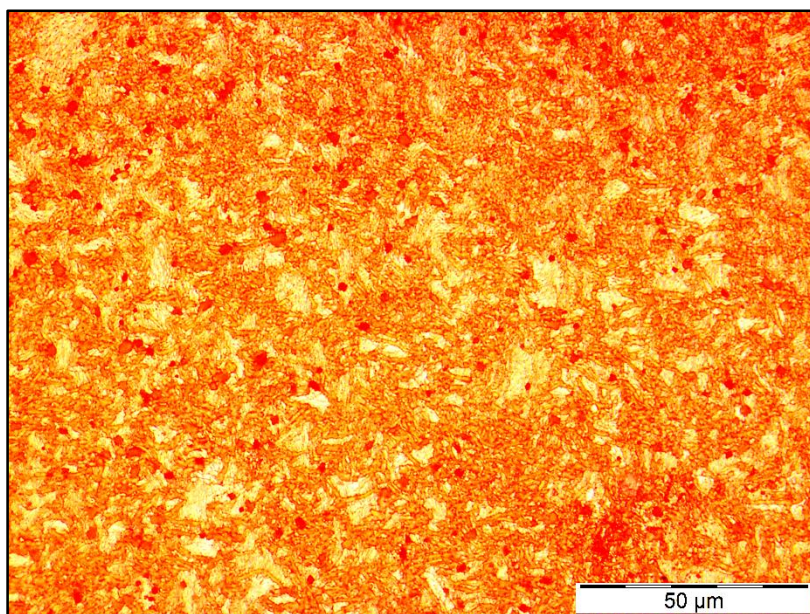


**Figura 55:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 2,5. 1000 aumentos



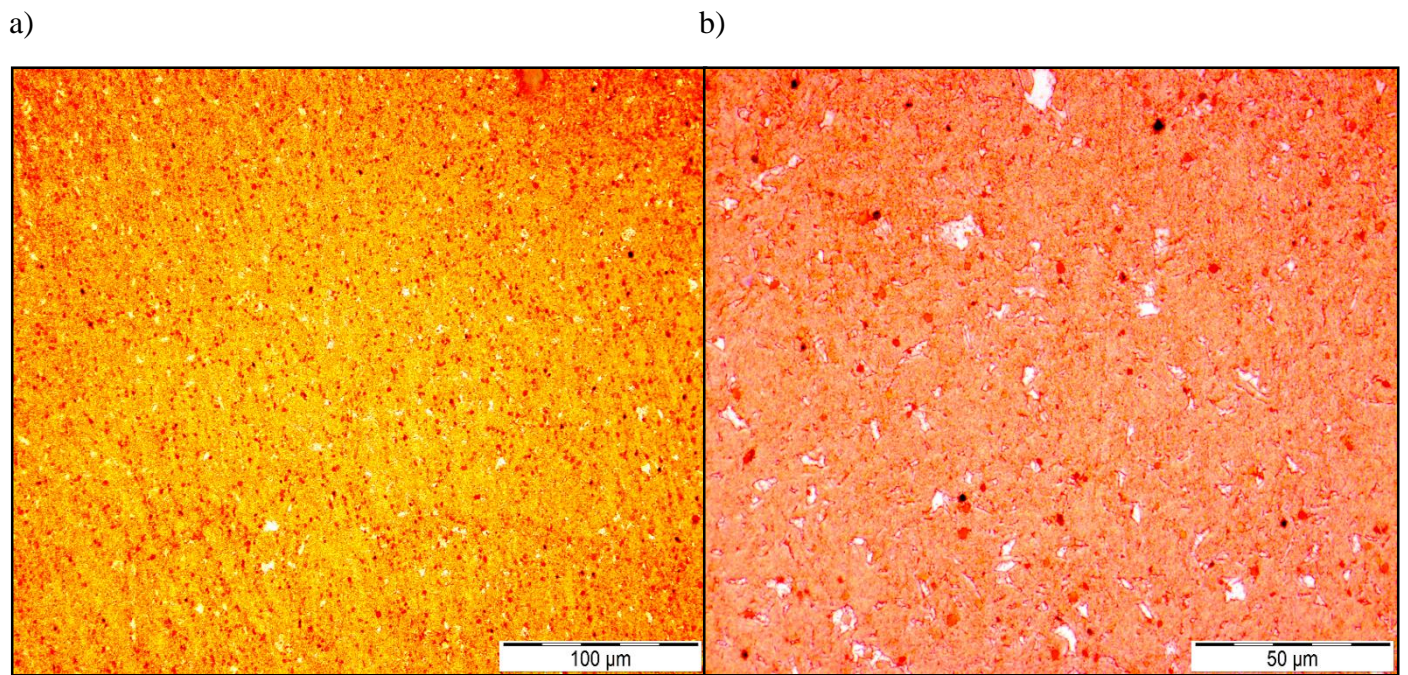


**Figura 56:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 2,2. 1000 aumentos

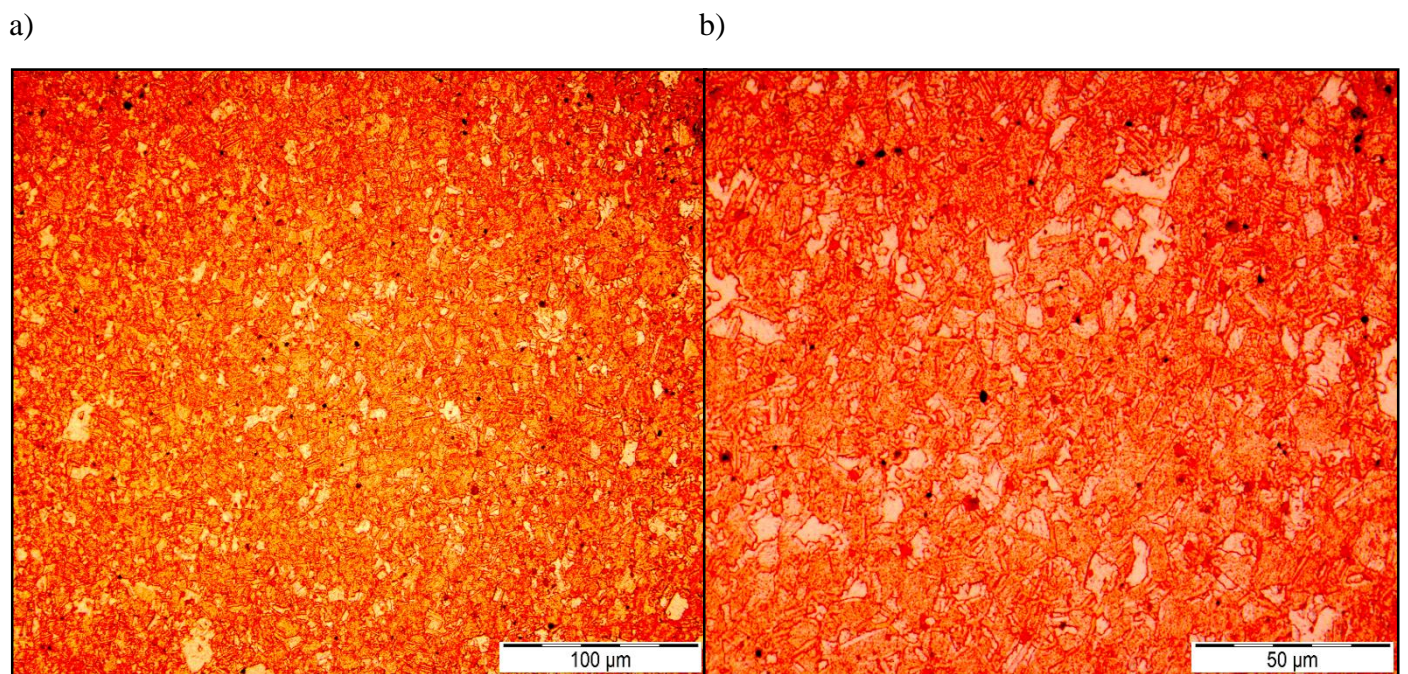


**Figura 57:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 2. 1000 aumentos



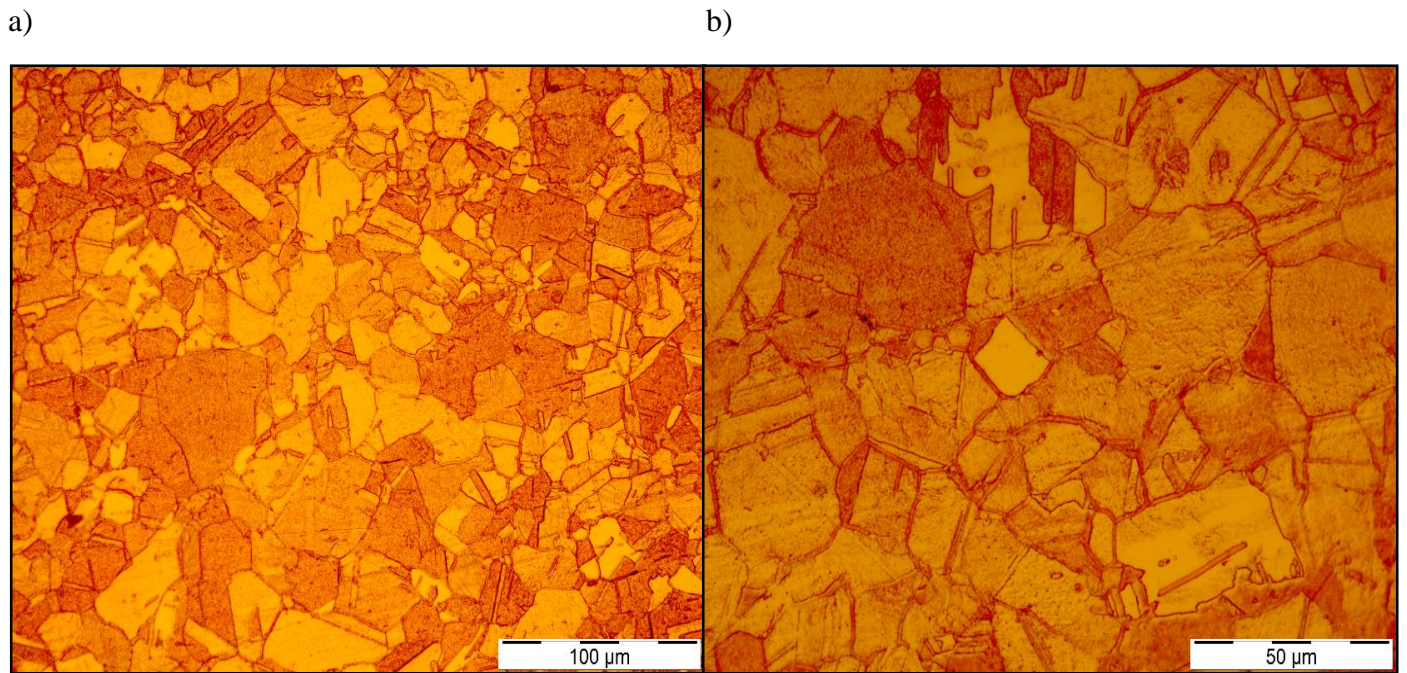


**Figura 58:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 2 SR. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos

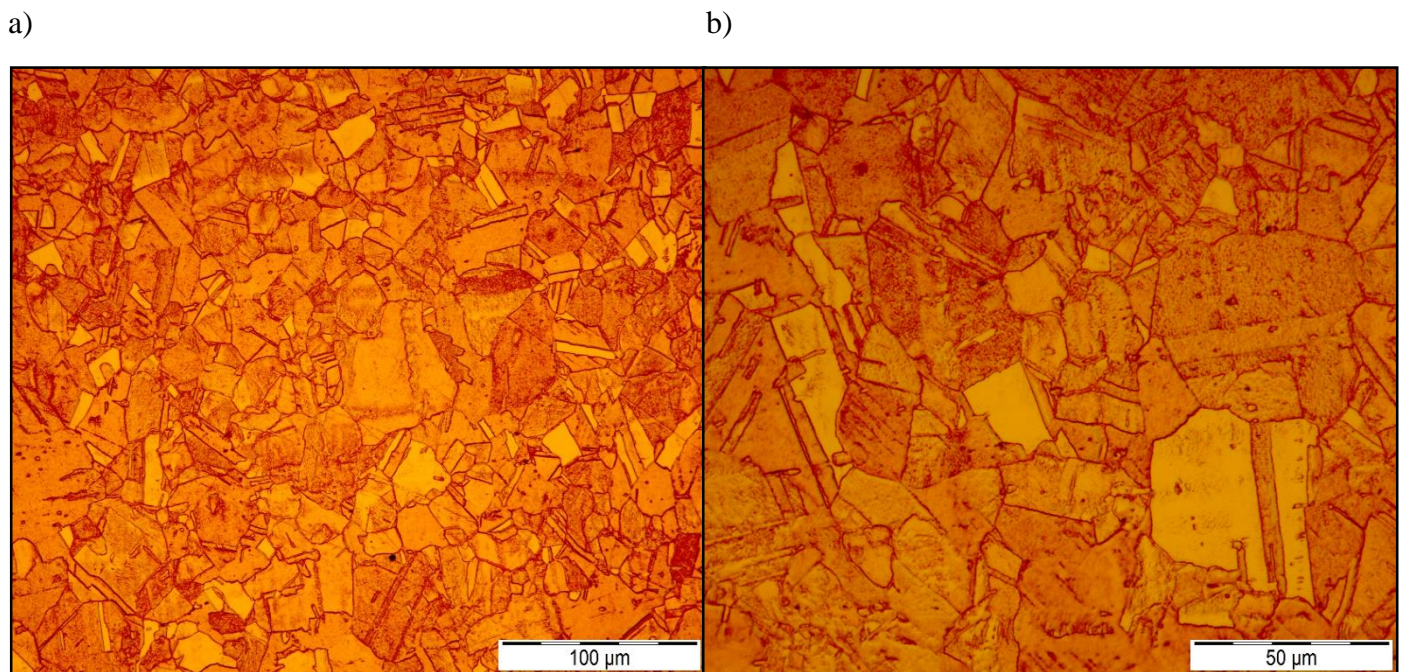


**Figura 59:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu 2 R. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos



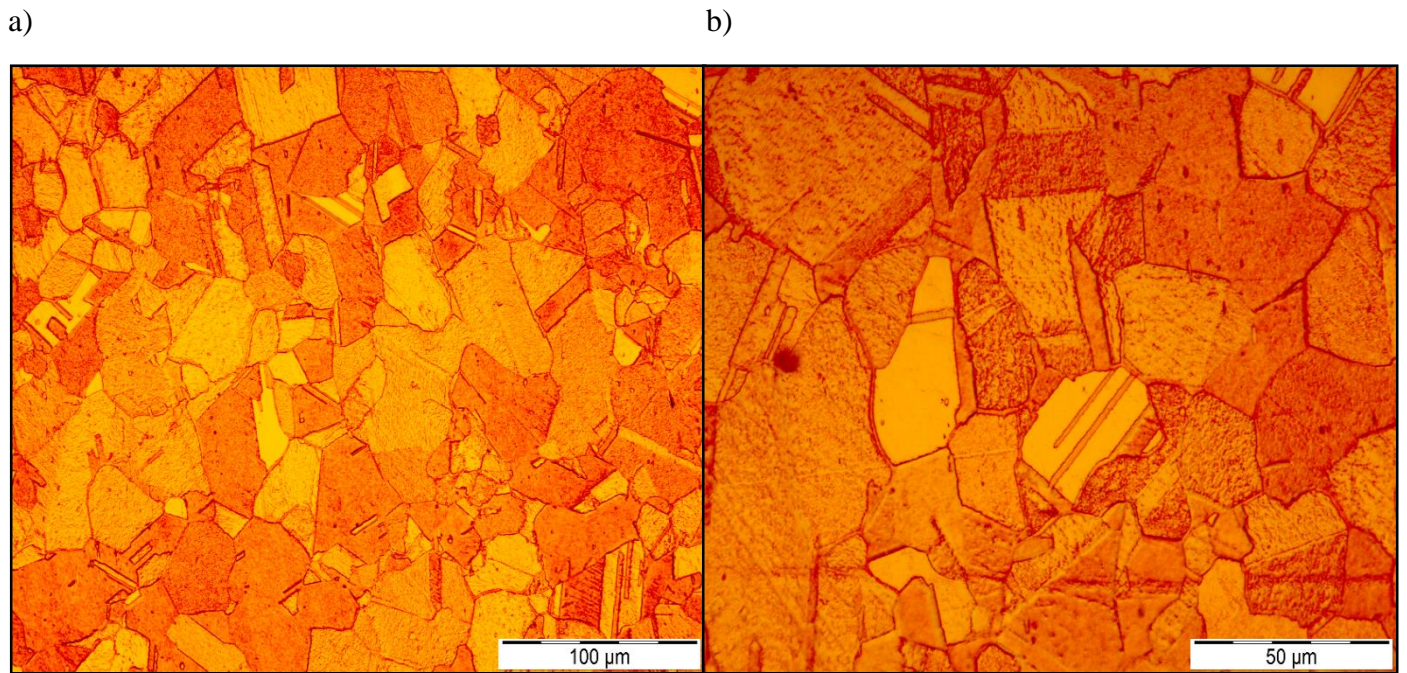


**Figura 60:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu L.EXT. 3. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos

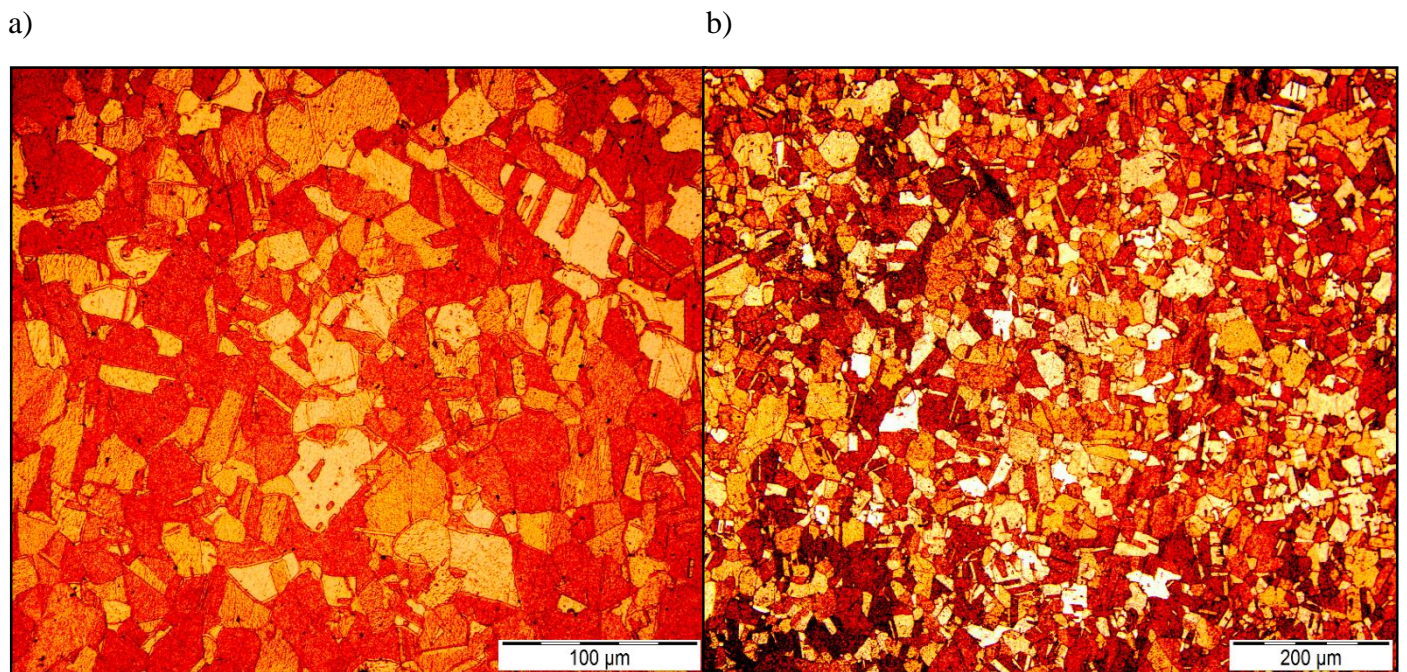


**Figura 61:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu L.EXT. 3,6. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos



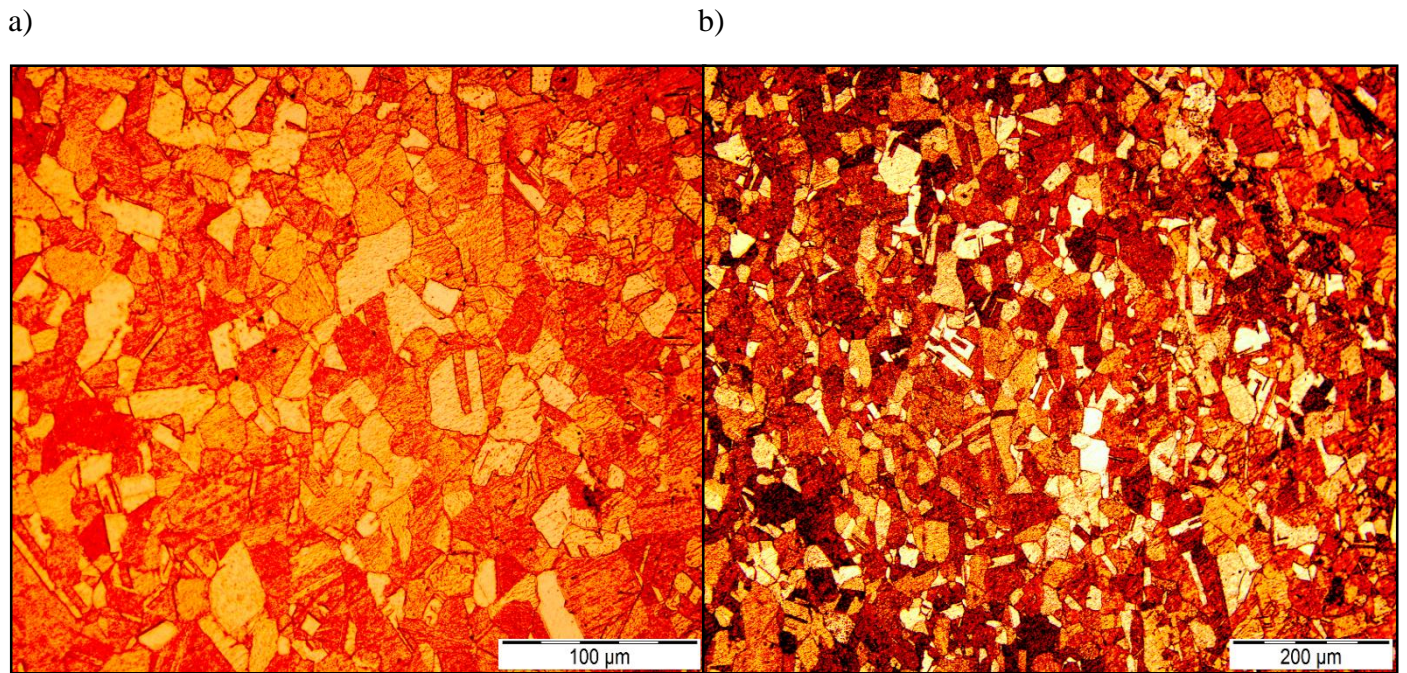


**Figura 62:** Microestructura de la sección longitudinal de la muestra Cu L.EXT. 5,8. a) 500 aumentos; b) 1000 aumentos

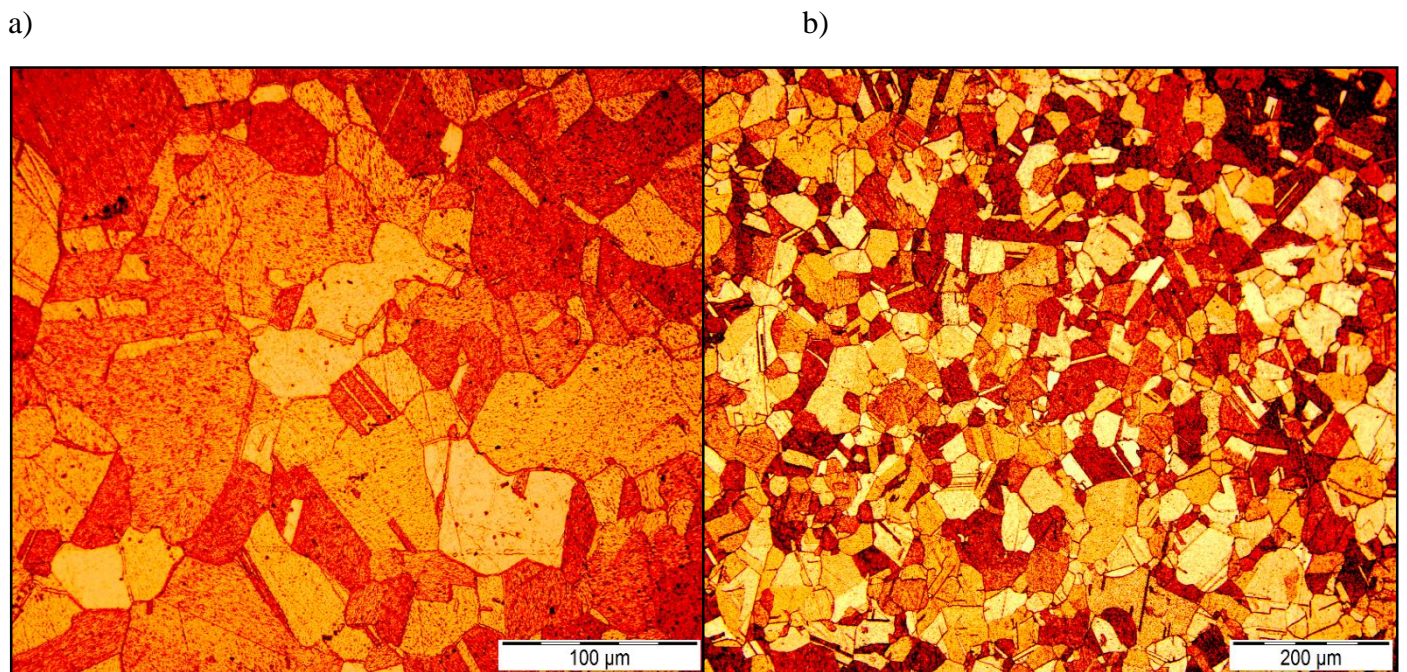


**Figura 63:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu L.EXT. 3. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos





**Figura 64:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu L.EXT. 3,6. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos



**Figura 65:** Microestructura de la sección transversal de la muestra Cu L.EXT. 5,8. a) 500 aumentos; b) 200 aumentos



A continuación se muestran los tamaños de grano estimados a partir de las micrografías de secciones longitudinales obtenidas mediante microscopía óptica correspondientes a las muestras Cu 12,5, Cu 8, Cu 7,1, Cu 6,2, Cu 5,5, Cu 4,8, Cu 2 R Cu L.EXT 3, Cu L.EXT 3,6, Cu L.EXT 5,8. No se logró medir el tamaño de grano de alambres más finos a partir de este tipo de micrografías debido a que la resolución de esta técnica no permite una correcta observación de la microestructura. En particular, se representa el tamaño de grano medido en la dirección vertical ( $d_v$ , dirección paralela a la dirección de laminación, trefilado o extrusión) y en la dirección horizontal ( $d_h$ , dirección perpendicular a las anteriores). Se representa también la relación de aspecto, es decir, el cociente  $r = d_v/d_h$ .

Muestra	$d_v$ [ $\mu m$ ]	$d_h$ [ $\mu m$ ]	$r = d_v/d_h$
<b>Cu 12,5</b>	64	74	0,86
<b>Cu 8</b>	51	49	1,04
<b>Cu 7,1</b>	51	47	1,09
<b>Cu 6,2</b>	57	29	1,96
<b>Cu 5,5</b>	82	33	2,48
<b>Cu 4,8</b>	56	14	4
<b>Cu 2 R</b>	21	18	1,17
<b>Cu L.EXT 3</b>	29	34	0,85
<b>Cu L.EXT 3,6</b>	35	38	0,92
<b>Cu L.EXT 5,8</b>	60	61	0,98

**Tabla 4:** Estimación del tamaño de grano

En la Tabla 4 se puede observar que, en los alambres trefilados, a medida que aumenta la deformación, esto es, para diámetros cada vez más pequeños, el grano se va alargando en la dirección de trefilado, de forma que la relación de aspecto aumenta desde valores próximos a 1 en los alambres de 12,5 mm de diámetro, hasta valores cercanos a 4 en el alambre de 4,8 mm de diámetro. Aunque no es posible estimar el tamaño de grano mediante microscopía óptica en las muestras con diámetros inferiores, se ve claramente en las micrografías de las Figuras 36-43 que, en ellas, el alargamiento del grano en la dirección de trefilado y, por tanto, la relación de aspecto, continúa aumentando. Esta evolución microestructural es típica de materiales severamente deformados. En el alambre de diámetro 2 mm sometido a un tratamiento de recocido en línea (Cu 2 R), el grano se vuelve equiaxial, con una relación de aspecto nuevamente próxima a 1. Este cambio brusco en la relación de aspecto es consistente con el hecho de que, durante el tratamiento, haya tenido lugar un proceso de recrystalización discontinua, esto es, de nucleación y crecimiento de grano o, en otras palabras, de creación de fronteras de ángulo alto y de migración a largo alcance de las mismas.

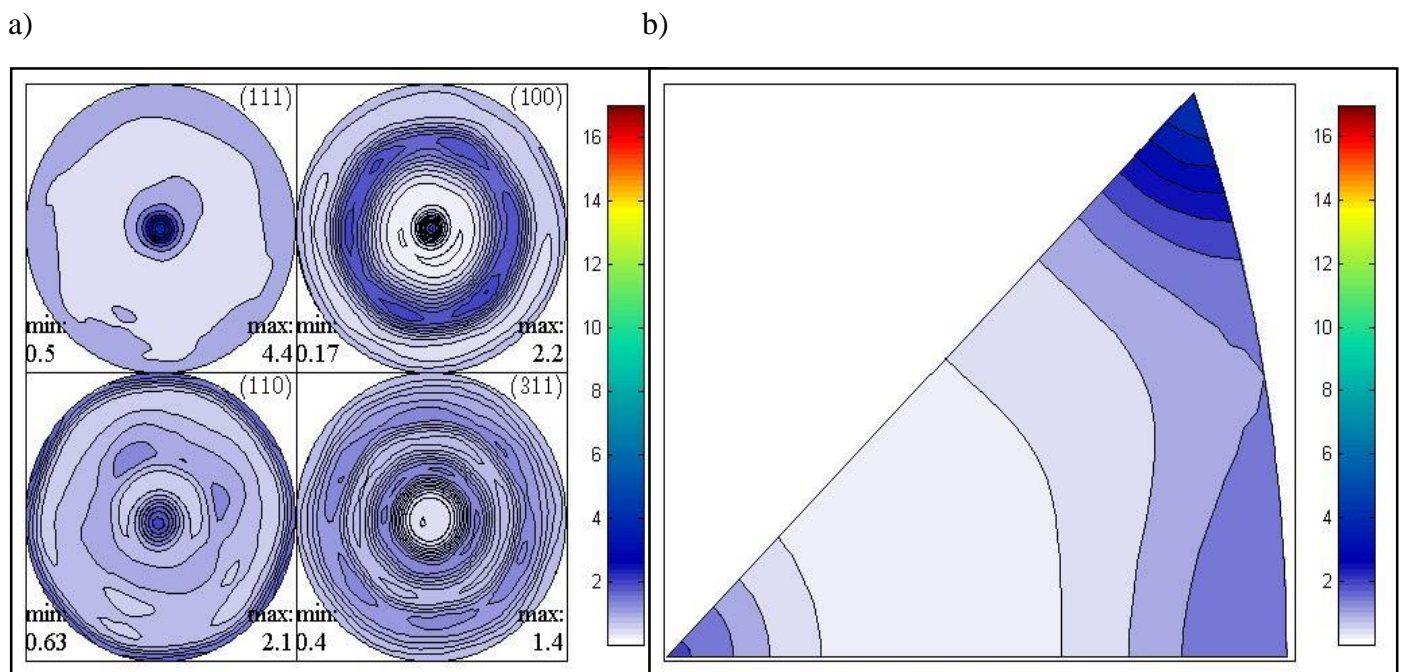
En las muestras extruidas el tamaño de grano disminuye a medida que lo hace el espesor de la placa y la relación de aspecto permanece próxima a 1 en todos los casos, aunque también disminuye algo a medida que el espesor de la placa decrece.



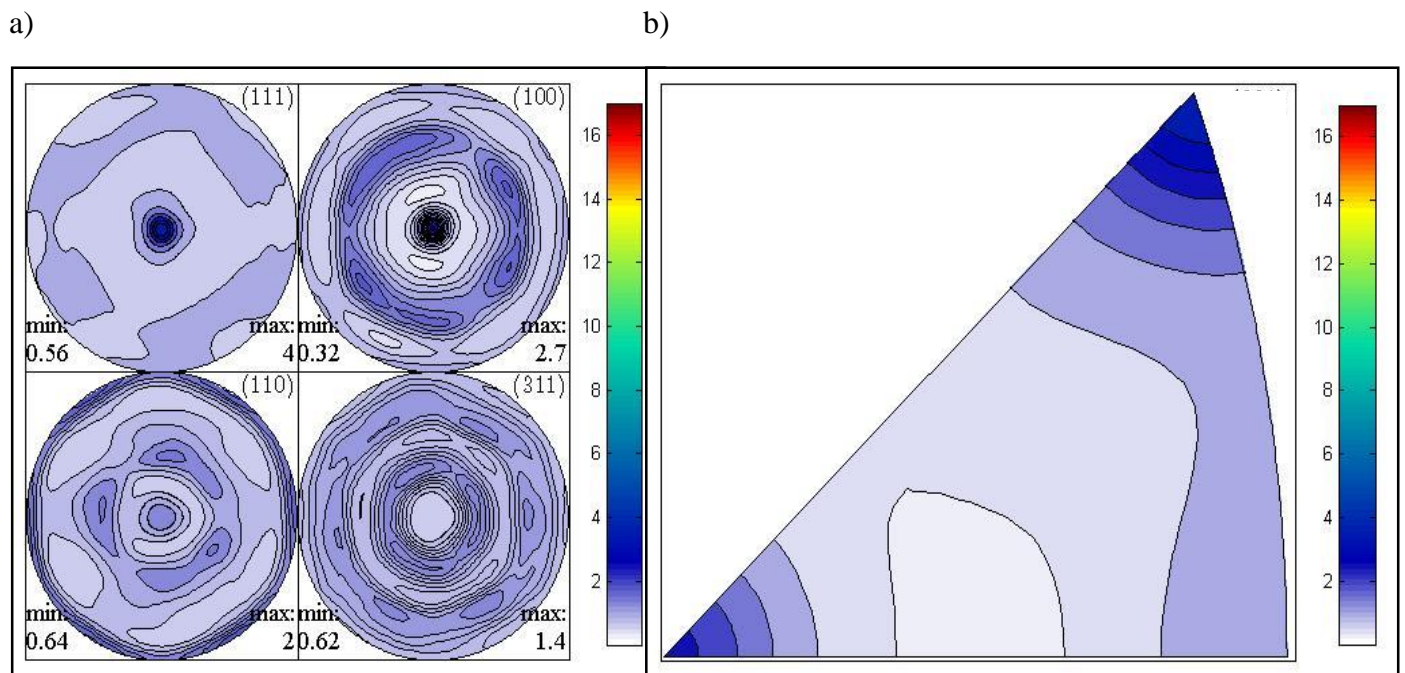
## 5.2 Macrotextura

A continuación se representan las figuras de polos (directas e inversas) correspondientes a las muestras objeto de estudio (ver Tabla 3). En las figuras de polos directas de las muestras trefiladas, salvo que se mencione otra cosa, la dirección correspondiente al centro de la figura de polos corresponde al eje de trefilado (DN) y en las figuras de polos directas de las láminas extruidas la dirección de extrusión (DE) se corresponde con el polo norte y la dirección transversal (DT) con el polo este (ver Figura 11). En todas las figuras inversas de polos que se muestran, el vértice superior hace referencia a la dirección  $\langle 111 \rangle$ , el inferior derecho a la dirección  $\langle 110 \rangle$  y el inferior izquierdo a la dirección  $\langle 100 \rangle$ , tal y como se muestra en la Figura 12.

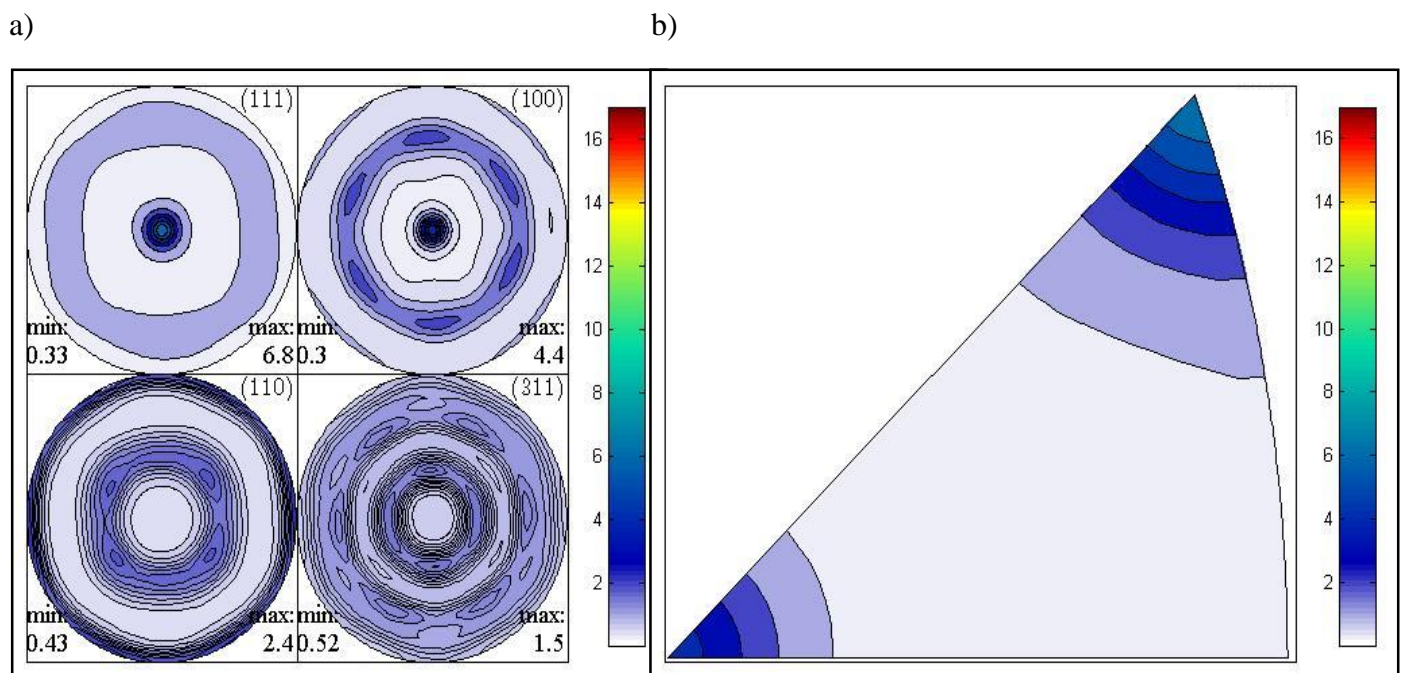
Las Figuras 66-80 muestran la evolución de la textura de las muestras con forma de alambre. Las de diámetro más grueso (12,5 y 8 mm) fueron fabricadas mediante laminación, y el resto mediante sucesivas etapas de trefilado. Independientemente del procesado, se observa que todas las texturas son de fibra, esto es, que los cristalitos de los distintos policristales poseen, en general, una o varias direcciones en común, y simetría cilíndrica alrededor de éstas. Más concretamente, las componentes principales de la textura de todos los alambres (excepto el que fue recocido en línea después de la deformación, Cu 2 R) son las fibras  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$ , y  $\langle 100 \rangle$ . En las figuras de polos directas las fibras se pueden apreciar mediante la presencia de un máximo en la correspondiente figura de polos, y de anillos concéntricos en las distintas figuras. En las figuras inversas de polos la presencia de las fibras se puede apreciar mediante la presencia de máximos en torno a las tres direcciones mencionadas. A medida que aumenta la deformación o, lo que es lo mismo, disminuye el diámetro de los alambres, la fracción de volumen de material asociada a cada una de las fibras cambia. La evolución de la textura con la deformación se describe con detalle más adelante.



**Figura 66:** Figuras de polos de la muestra Cu 12,5. a) Directas; b) Inversa (eje de laminación)

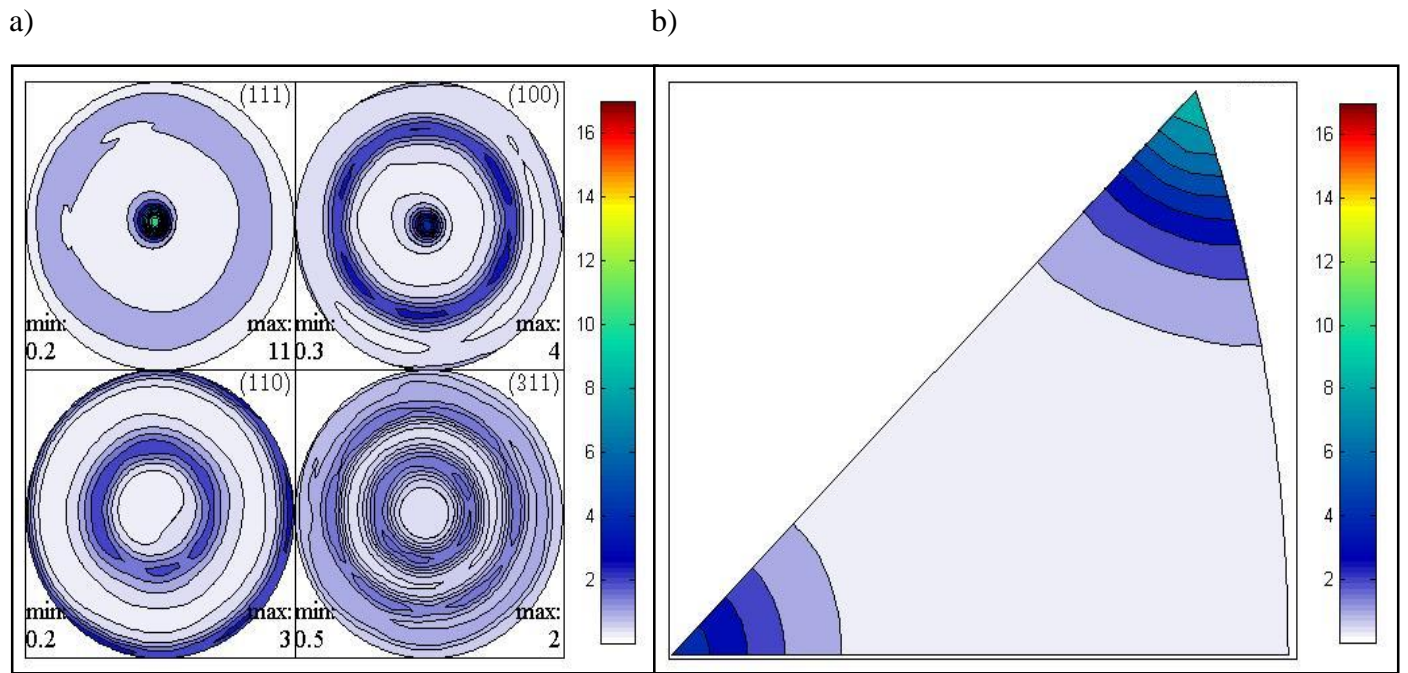


**Figura 67:** Figuras de polos de la muestra Cu 8. a) Directa; b) Inversa (eje de laminación)

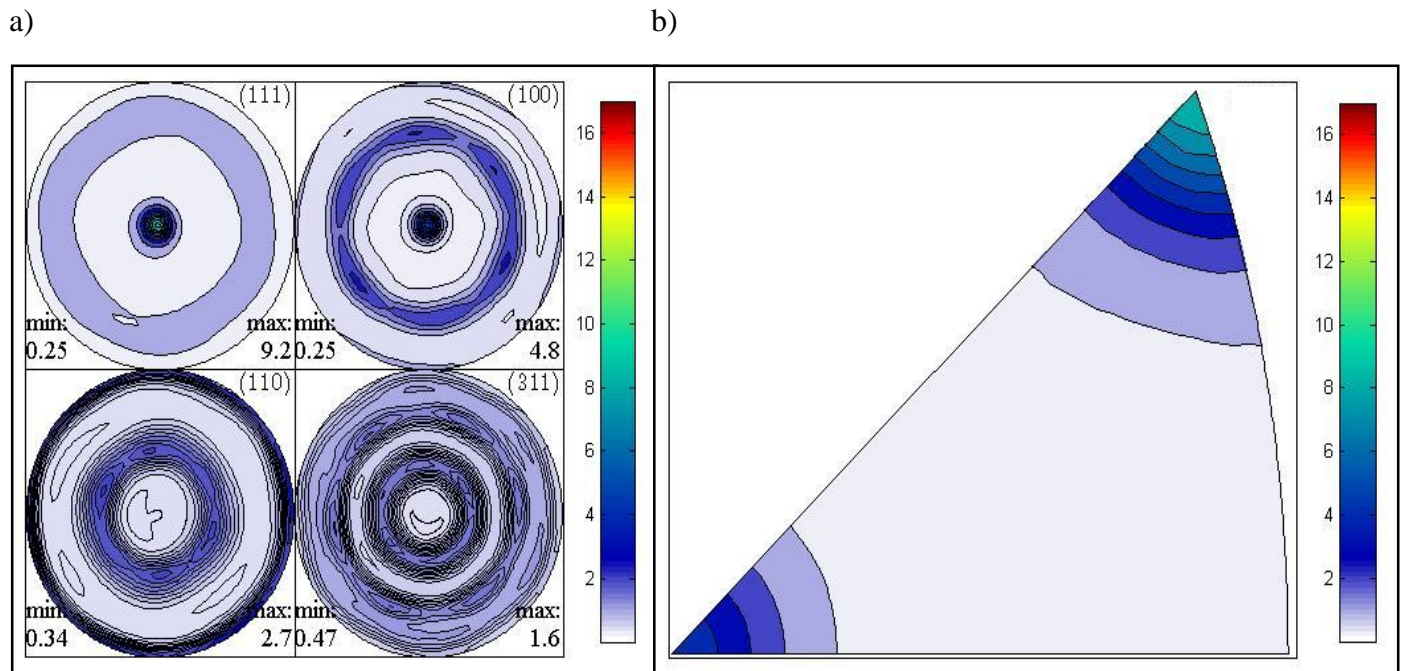


**Figura 68:** Figuras de polos de la muestra Cu 7,1. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)

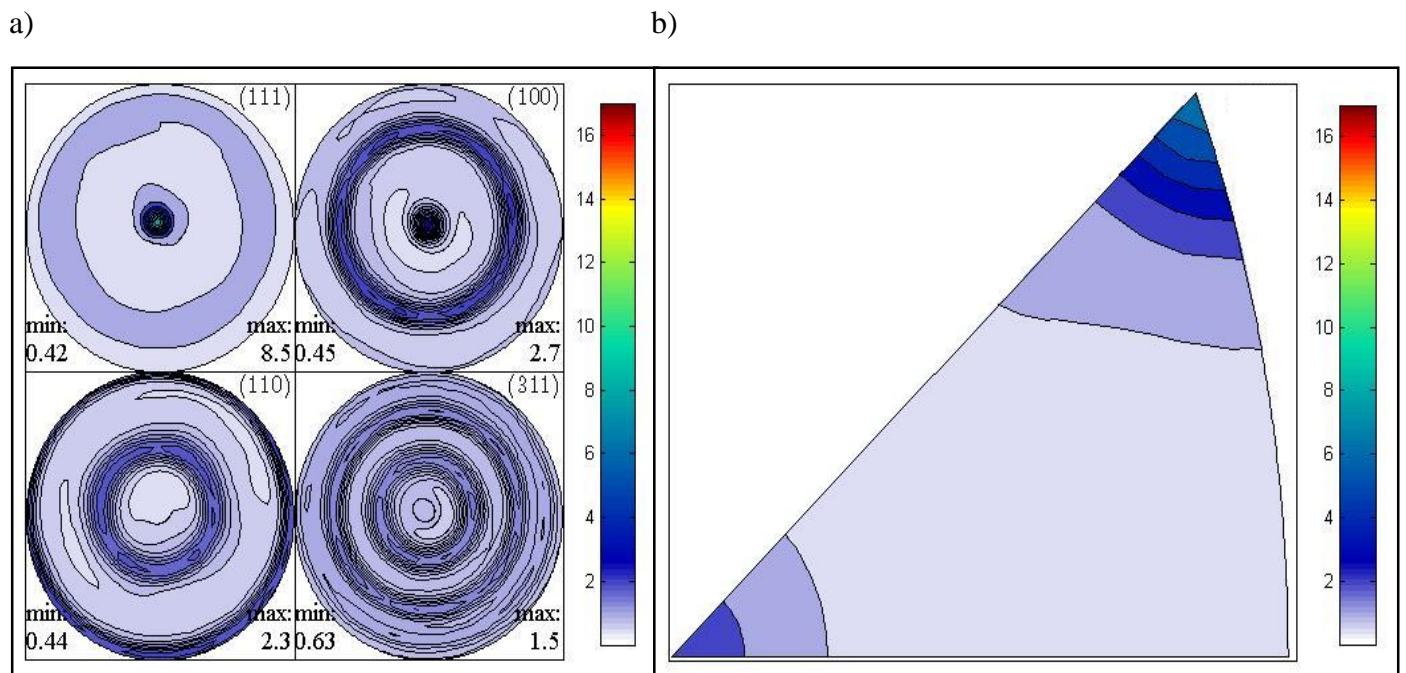




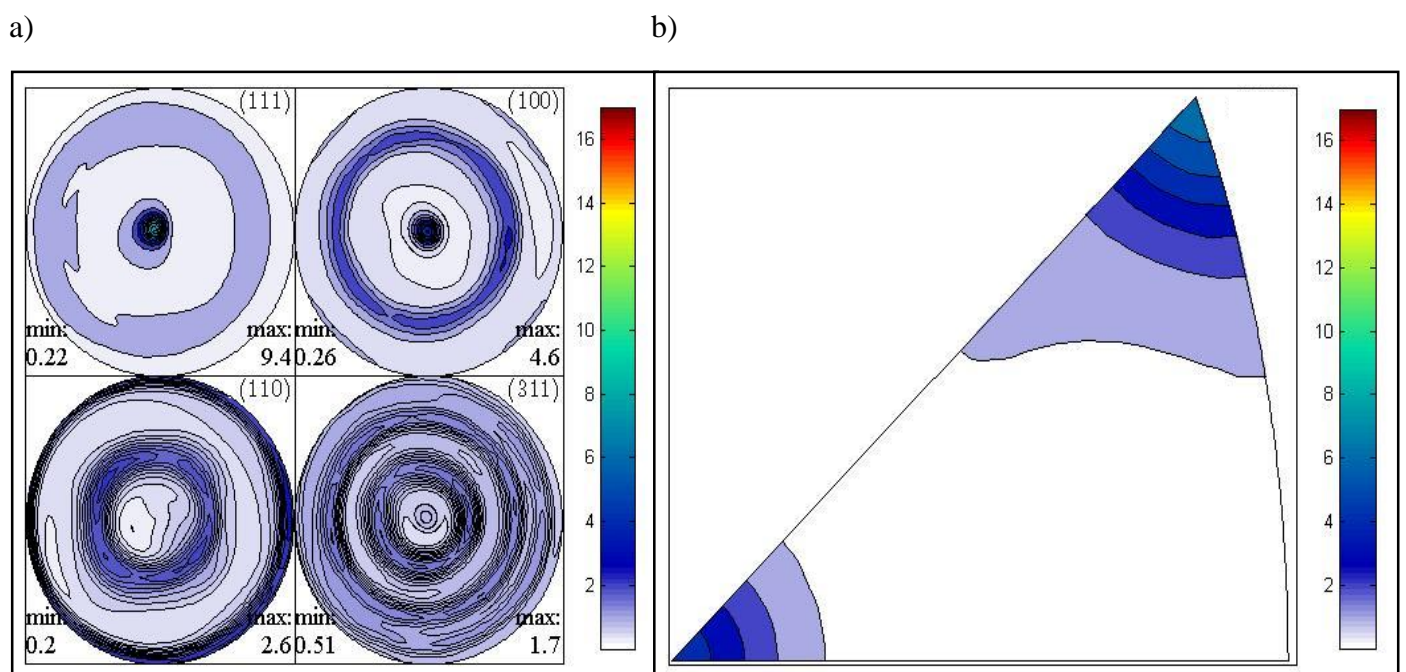
**Figura 69:** Figuras de polos de la muestra Cu 6,2. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)



**Figura 70:** Figuras de polos de la muestra Cu 5,5. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)



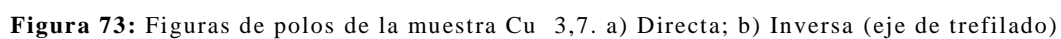
**Figura 71:** Figuras de polos de la muestra Cu 4,8. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)



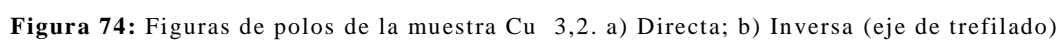
**Figura 72:** Figuras de polos de la muestra Cu 4,2. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)

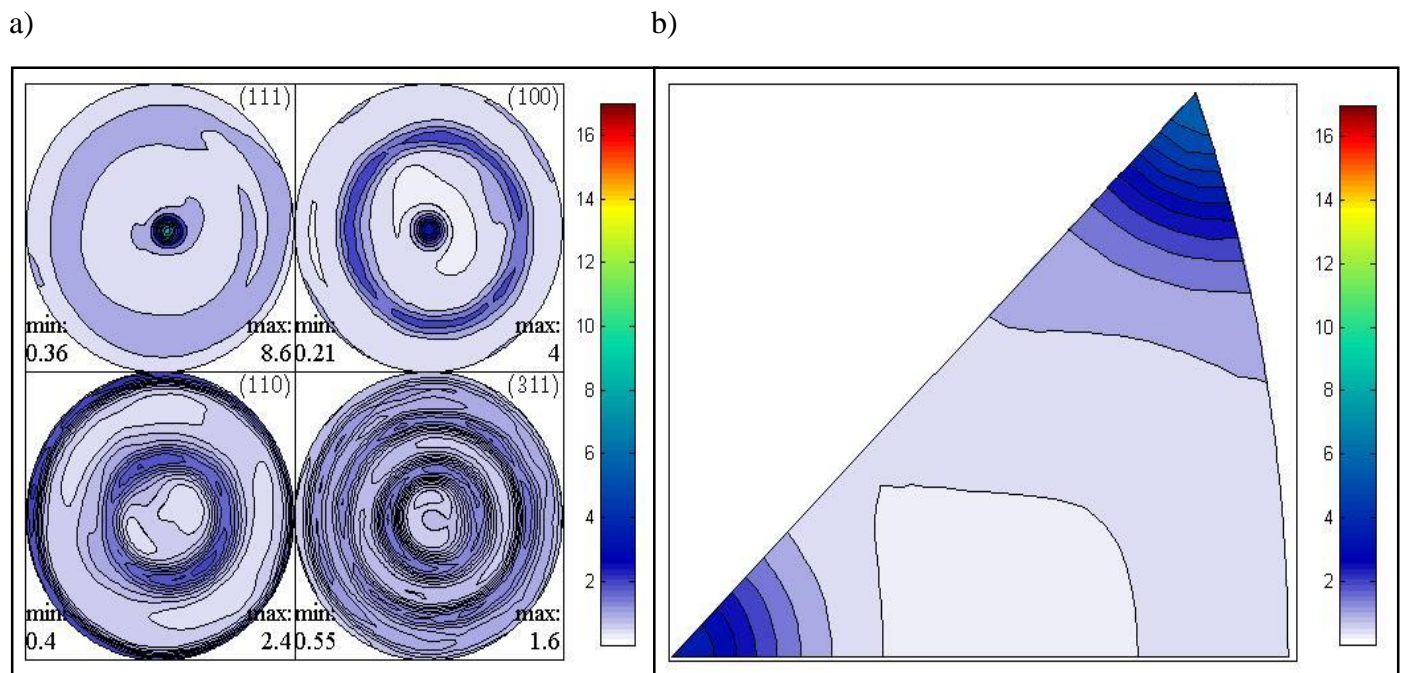


b)

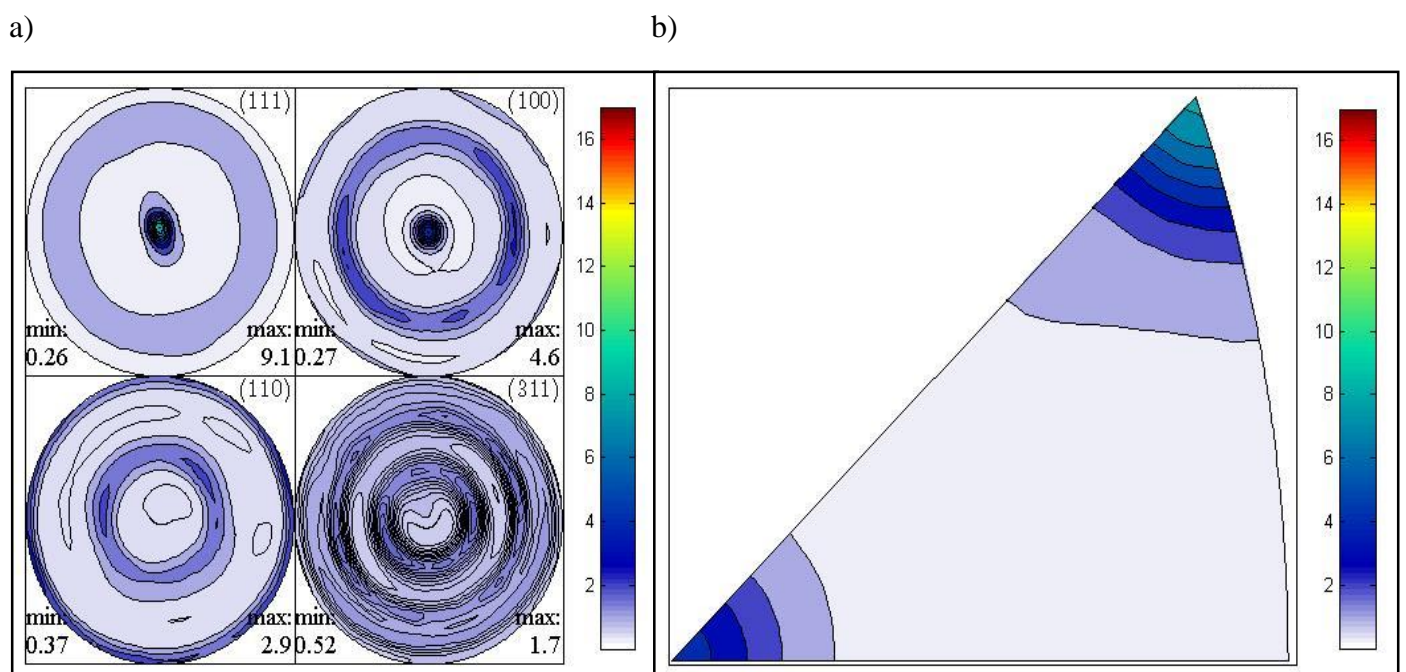


b)



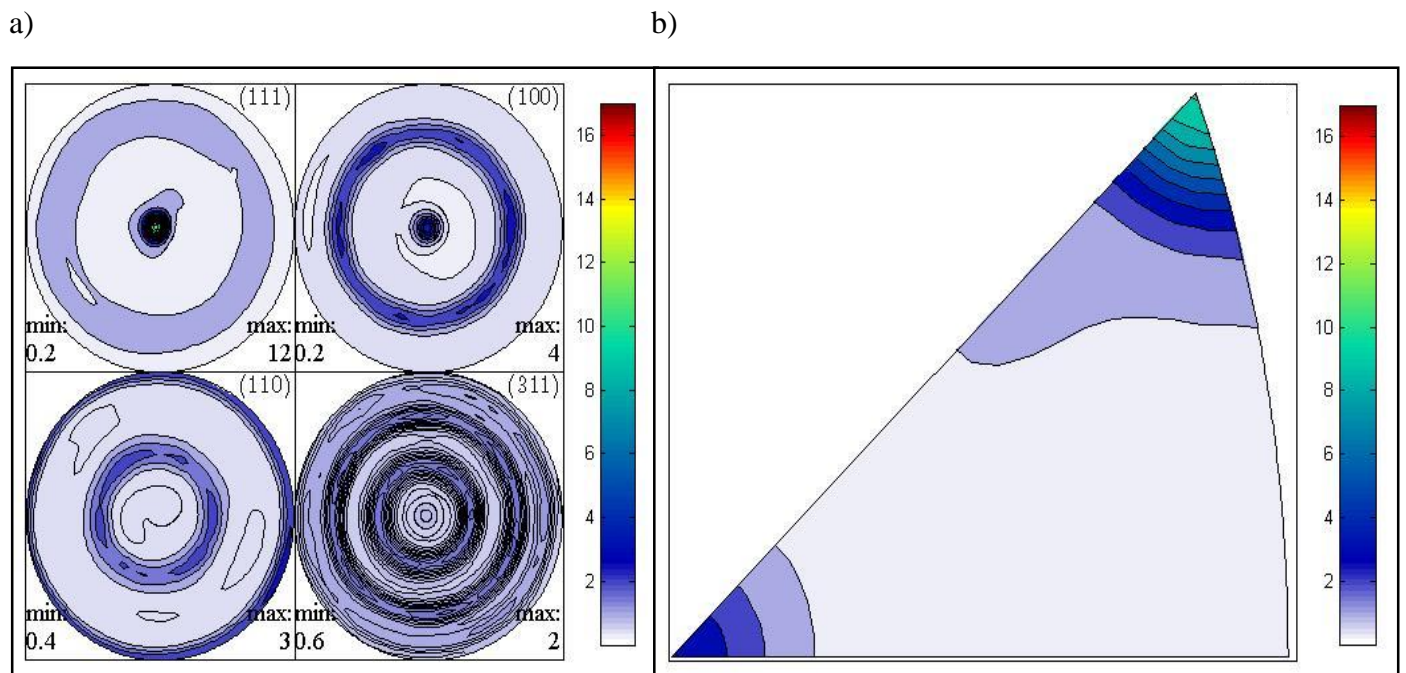


**Figura 75:** Figuras de polos de la muestra Cu 2,9. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)

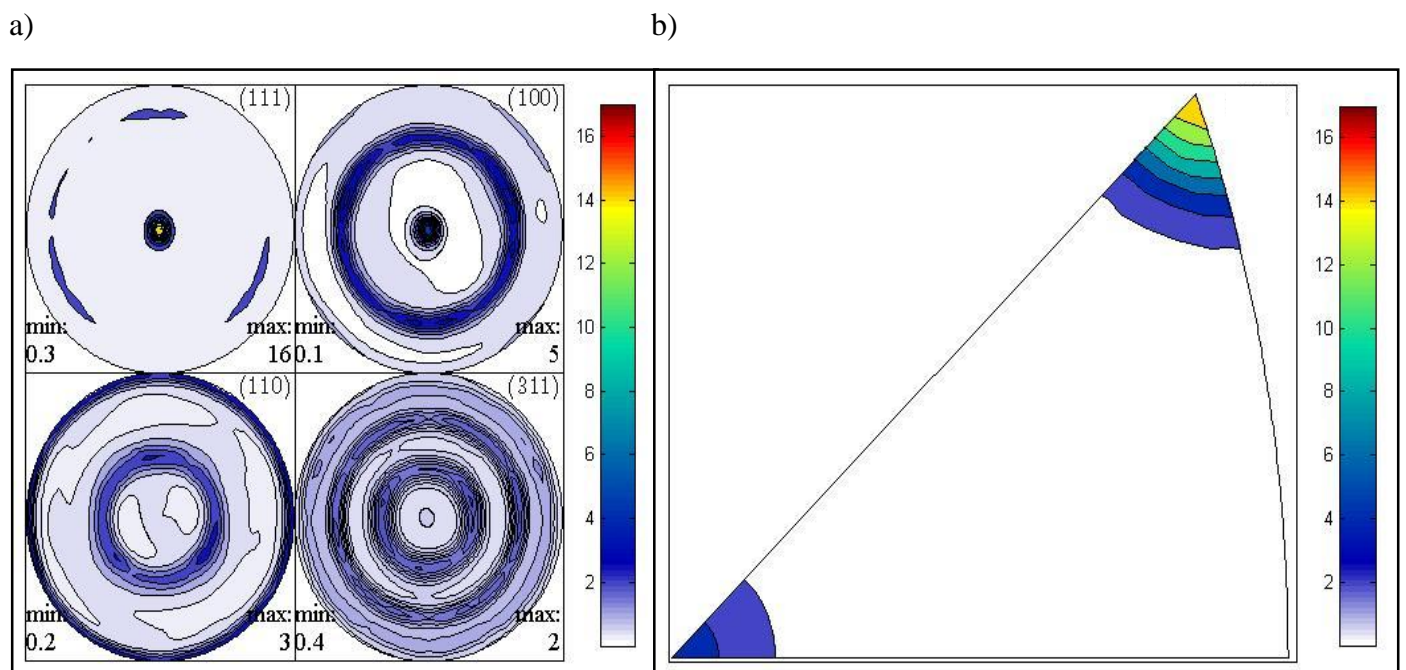


**Figura 76:** Figuras de polos de la muestra Cu 2,5. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)



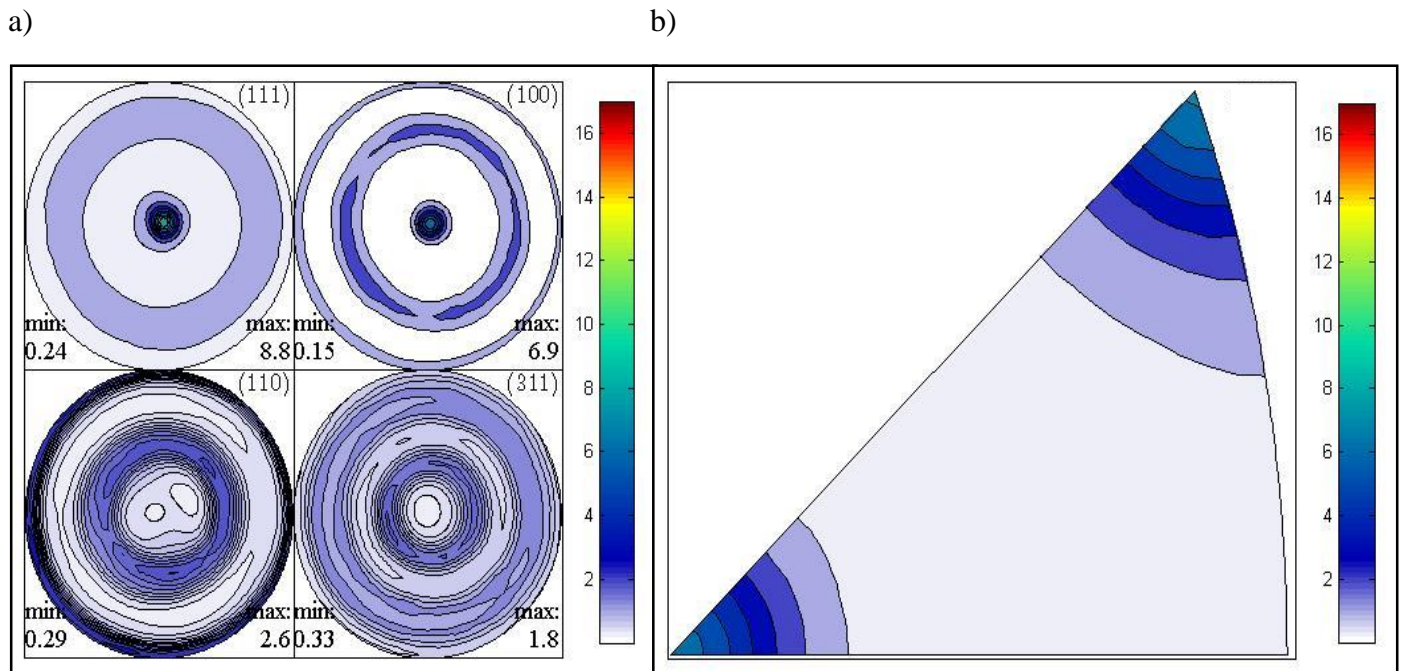


**Figura 77:** Figuras de polos de la muestra Cu 2,2. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)



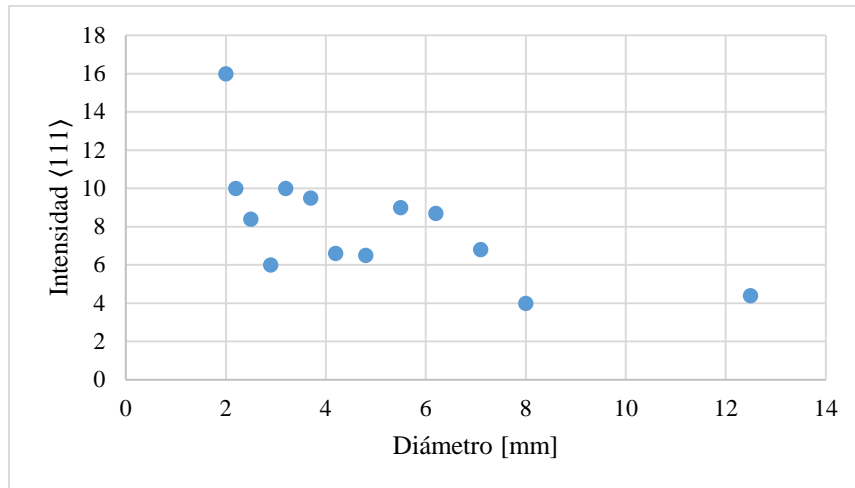
**Figura 78:** Figuras de polos de la muestra Cu 2. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)



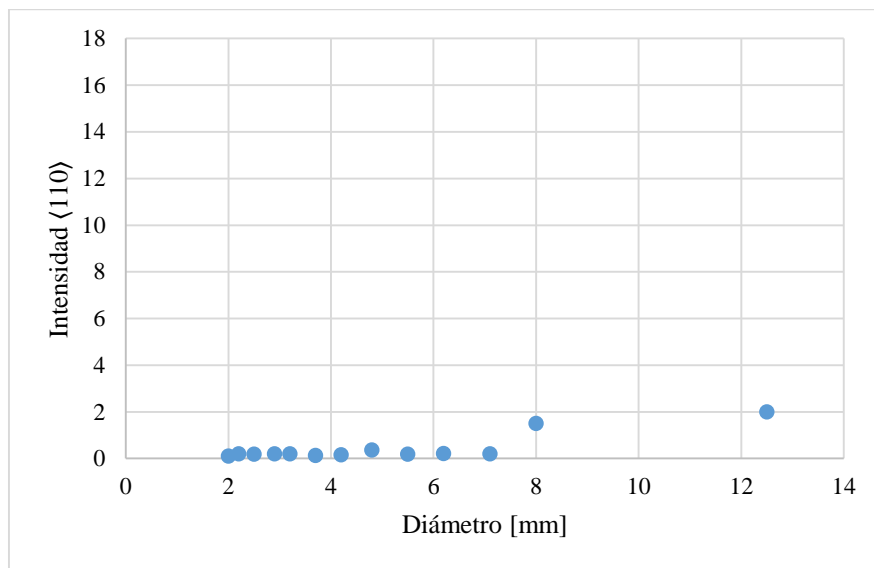


**Figura 79:** Figuras de polos de la muestra Cu T 2 SR. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)

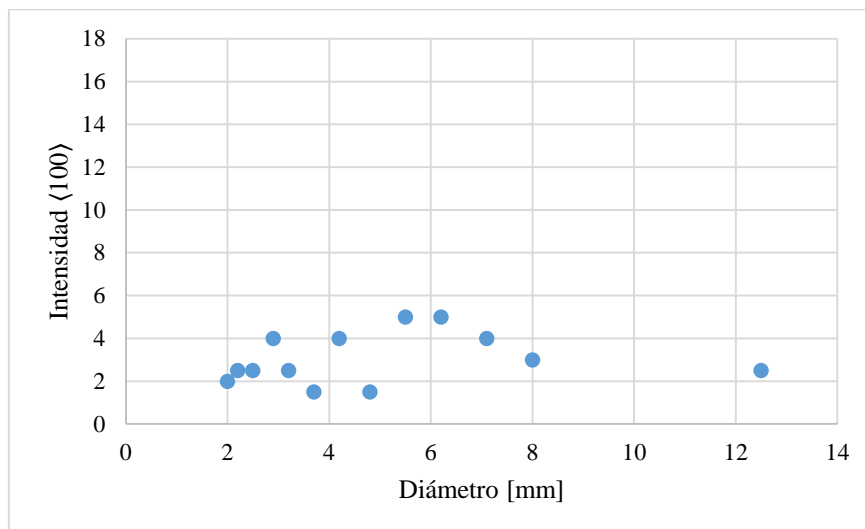
Las Figuras 80, 81 y 82 muestran la evolución de la textura con la deformación en los alambres fabricados mediante laminación y mediante trefilado. En particular, se ha representado, respectivamente, la evolución de las intensidades de los polos  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 110 \rangle$  y  $\langle 100 \rangle$  de las figuras inversas de polos con el diámetro de las muestras (a menor diámetro, mayor deformación). En estas representaciones no se han incluido ni el alambre recocido en línea (Cu 2 R) ni las muestras extruidas. Se puede observar que, a medida que aumenta la deformación, el máximo correspondiente a la dirección  $\langle 111 \rangle$  se hace claramente más intenso, mientras que la intensidad de los máximos correspondientes a las direcciones  $\langle 110 \rangle$  y  $\langle 100 \rangle$  disminuye o permanece estable (y débil). Varios trabajos han llevado a cabo el estudio de la evolución microestructural y de la textura de Cu puro durante procesos de trefilado [25-29]. En todos ellos se afirma que las texturas de fibra  $\langle 111 \rangle$  y  $\langle 100 \rangle$  son las principales componentes de la textura de alambres de Cu puro trefilados, siendo la fibra  $\langle 111 \rangle$  la de mayor intensidad. La información encontrada en la literatura es, por tanto, perfectamente consistente con los resultados obtenidos en el marco del presente proyecto de investigación.



**Figura 80:** Tendencia de la intensidad en la dirección  $\langle 111 \rangle$  frente a diámetro

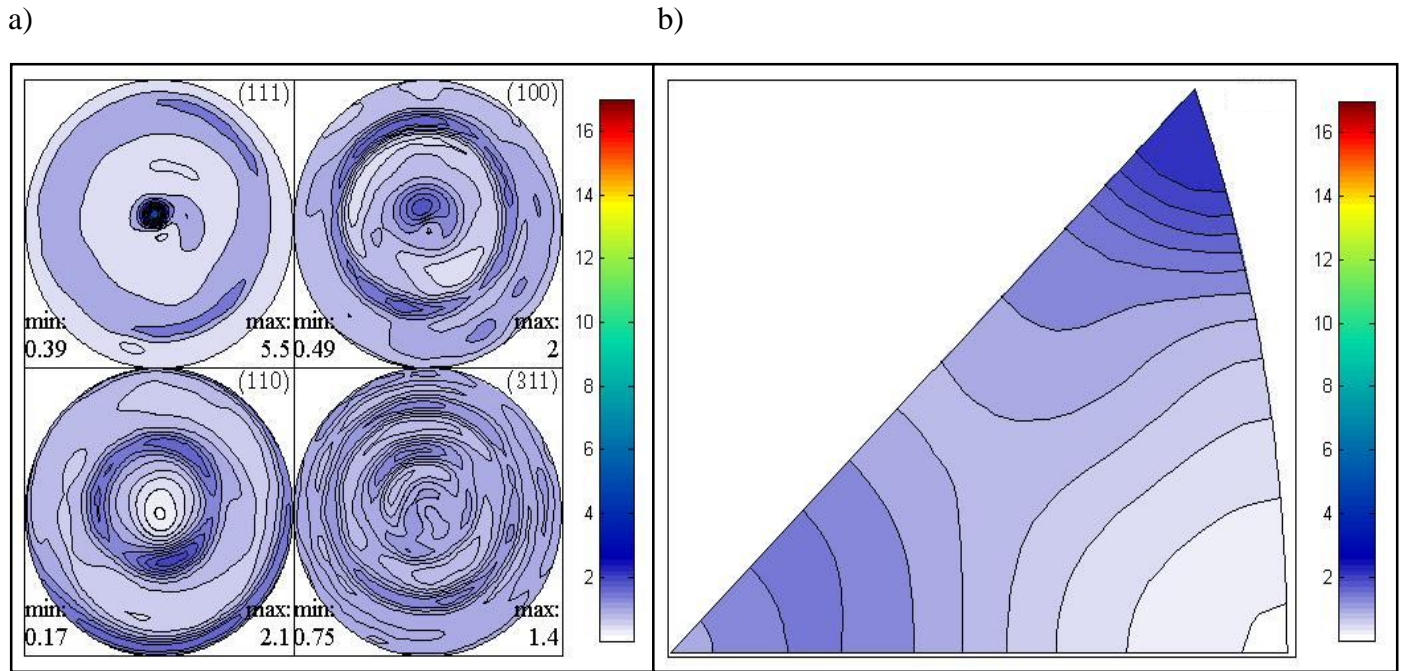


**Figura 81:** Tendencia de la intensidad en la dirección  $\langle 110 \rangle$  frente a diámetro



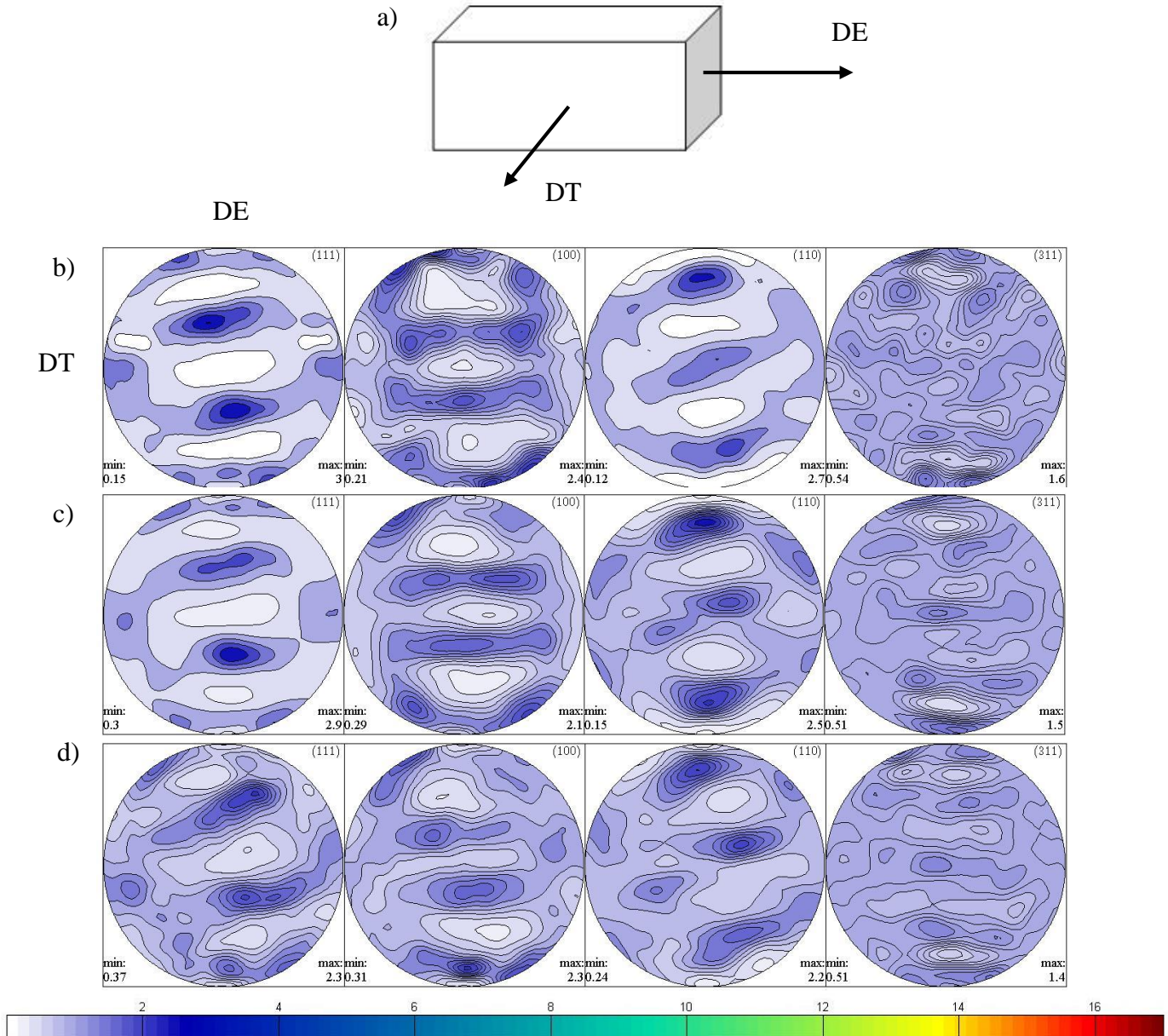
**Figura 82:** Tendencia de la intensidad en la dirección  $\langle 100 \rangle$  frente a diámetro

En el alambre recocido en línea (ver Figura 83) la textura se debilita. Baudin et al. [25] y Jakani et al. [30] estudiaron la evolución de la textura durante la recrystalización de alambres de cobre trefilados en frío y concluyeron que, aunque la textura sigue estando formada principalmente por las fibras  $\langle 111 \rangle$  y  $\langle 100 \rangle$  ésta se debilita y la intensidad de la fibra  $\langle 100 \rangle$  aumentaba con respecto a la  $\langle 111 \rangle$ . Afirmaron que la debilitación de la textura se podía atribuir por un lado a que los núcleos de recrystalización están preferentemente orientados al azar y por otro a la generación de maclas durante el recocido. La presencia o no de estas últimas será estudiada mediante difracción de electrones retrodispersados (apartado 5.3).



**Figura 83:** Figuras de polos de la muestra Cu 2 R. a) Directa; b) Inversa (eje de trefilado)

En la Figura 84 se muestra la textura de las láminas extruidas. Se observa que, aunque la textura no es muy intensa en ningún caso, se refuerza a medida que aumenta la deformación. En particular, se observa que el plano  $\langle 110 \rangle$  tiende a hacerse paralelo al plano de la lámina y que direcciones  $\langle 111 \rangle$  tienden a alinearse con la dirección transversal a la de extrusión (DT).

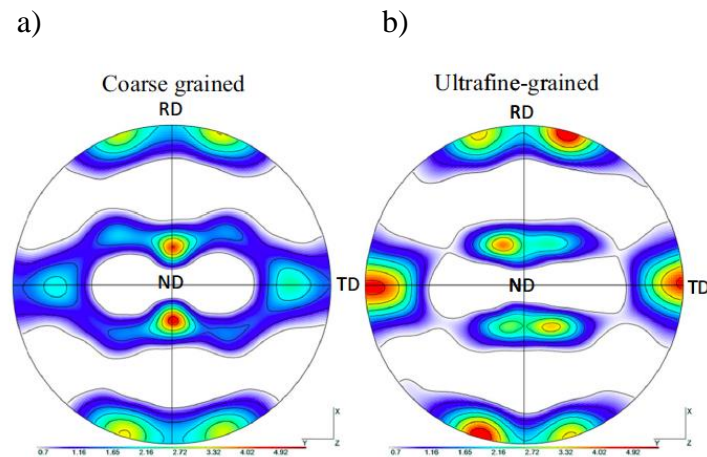


**Figura 84:** a) Lámina extruida indicando la dirección de extrusión (DE) y transversal (DT);  
Figuras directas de polos de: b) Cu L.EXT 3; c) Cu L.EXT 3,6; d) Cu T L.EXT 5,8

Aunque no se han encontrado en la literatura estudios que versen sobre la evolución de la textura durante procesos de extrusión plana en continuo de Cu puro, sí hay bastantes que tratan sobre este tema en chapas laminadas, que poseen una geometría similar. Gu et al., por ejemplo, [31] han descrito recientemente que la textura de laminación depende en gran medida del tamaño de grano inicial. En particular, como se observa en la Figura 85, comprobaron si muestras de Cu puro de tamaño de grano inicial de  $24\ \mu\text{m}$  se laminaban hasta una deformación verdadera de 3.9, la textura resultante (Figura 85a) era la llamada de “tipo Cu”; en cambio, si esta misma deformación por laminación se aplicaba a muestras con un tamaño inicial de  $360\ \text{nm}$ , fabricadas mediante laminación severa, se estabilizaba una textura “tipo latón” (Fig. 85b). Gu et al [31] justificaron la aparición de esta última textura por la activación de sistemas de deslizamiento tipo  $\{111\}\langle 112 \rangle$  además de los más habituales  $\{111\}\langle 110 \rangle$ . Gurao et al [32] también observaron la



formación de una textura “tipo latón” en Cu puro procesado mediante laminación cruzada. La textura de las láminas extruidas objeto del presente trabajo se asemeja también a una textura “tipo latón”, a pesar de que el material de partida era un lingote de Cu puro que no fue deformado severamente y, por tanto, cuyo tamaño de grano probablemente no estaba dentro del rango ultrafino. La presencia de este tipo de textura podría ser indicativo de la activación de sistemas de deslizamiento adicionales a los  $\{111\}\langle 110 \rangle$ .

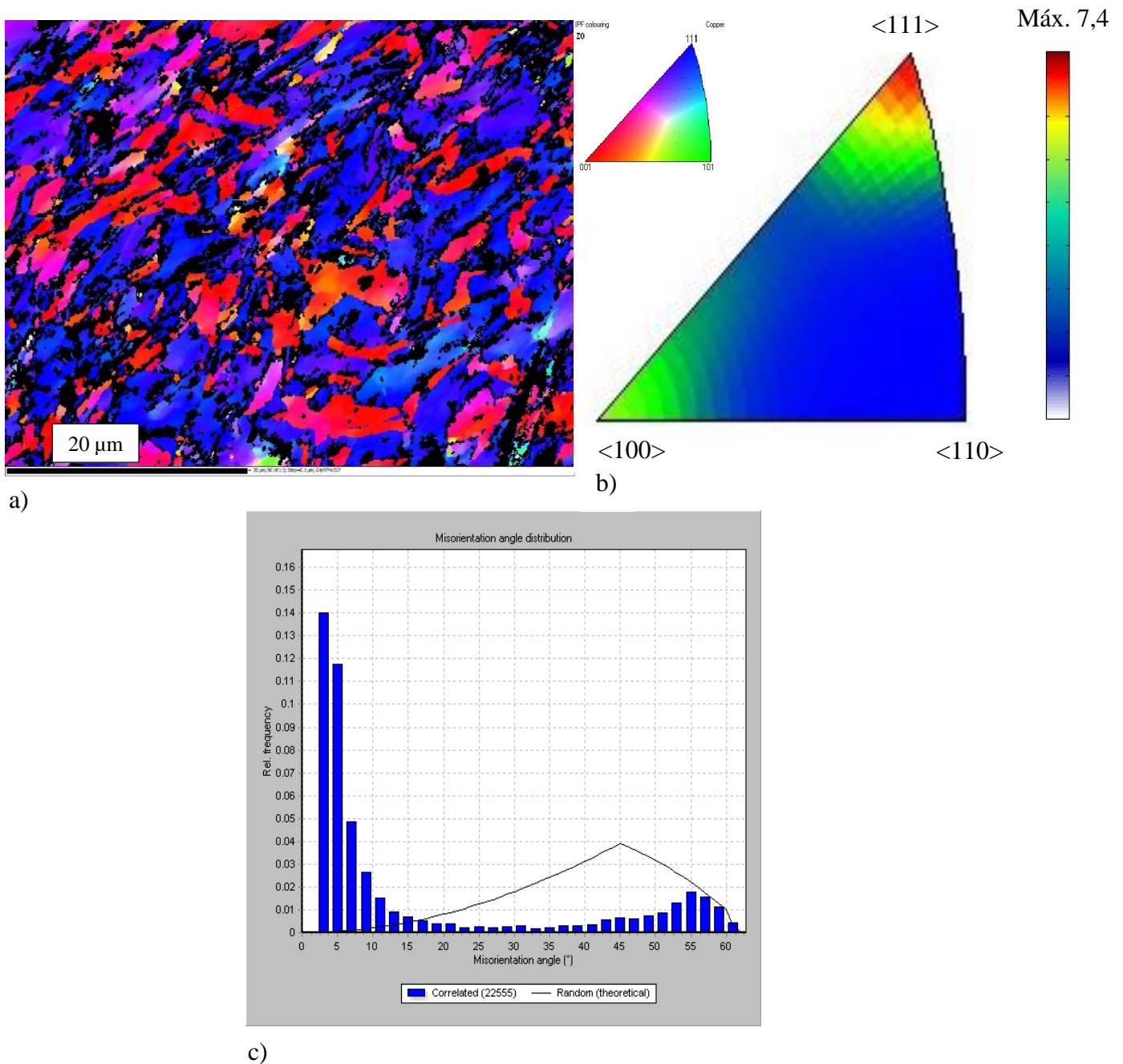


**Figura 85:** Figuras de polos directas (111) correspondientes a: a) Cu puro de tamaño de grano grueso de partida; b) Cu puro de tamaño de grano ultrafino de partida; c) Cu puro de tamaño de grano grueso laminado hasta una deformación verdadera de 3.9; d) Cu puro de tamaño de grano fino laminado hasta una deformación verdadera de 3.9 [31].

### 5.3 Microtextura

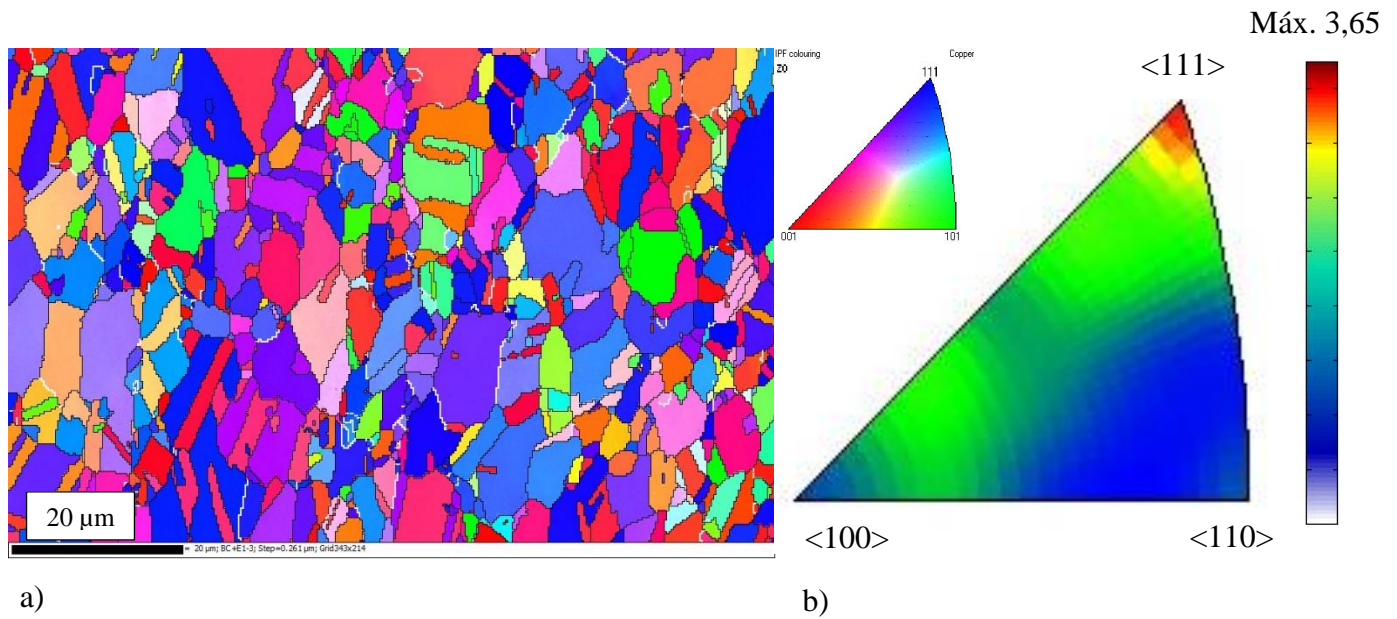
Con el fin de profundizar en los micromecanismos que se producen durante el recocido en línea del alambre de 2 mm se ha medido la microtextura de las muestras Cu 2 SR y Cu 2 R mediante la técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD).

En la Figura 86 se muestra la microtextura de la muestra sin recocer (Cu 2 SR). Se observa que ésta posee una textura fuerte, en la que predominan las componentes de fibra  $\langle 111 \rangle$  (azul) y  $\langle 100 \rangle$  (rojo) (Figura 86a). La figura inversa de polos concuerda perfectamente con la macrotextura (ver Figura 79) existiendo pequeñas diferencias entre las intensidades de las componentes de textura. La Figura 86c demuestra que esta alambre posee una fracción elevada de fronteras de ángulo bajo (desorientación inferior a  $15^\circ$ ), que son típicas de materiales muy deformados.



**Figura 86:** Microtextura de la muestra Cu 2 SR: a) Mapa EBSD; b) Figura inversa de polos; c) Histograma de distribución de desorientación de fronteras de grano

Por el contrario, la muestra recocida en línea (Cu 2 R) muestra una textura más débil aunque siguen predominando las componentes de fibra  $\langle 111 \rangle$  (azul) y  $\langle 100 \rangle$  (rojo) con presencia también, en menor medida, de la componente  $\langle 110 \rangle$  (verde) (Figura 87a). Este debilitamiento de la textura demuestra que esta muestra ha sufrido recristalización discontinua durante el recocido. Así mismo, la figura inversa de polos (ver Figura 87b) confirma las evidencias mostradas en el mapa EBSD y, a su vez, esta información es bastante similar a la obtenida por macrotextura (ver Figura 83).

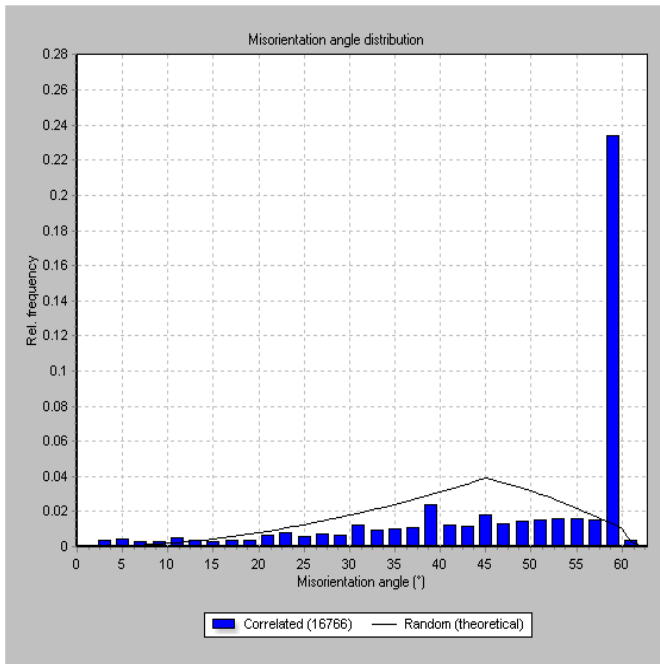


**Figura 87:** Microtextura de la muestra Cu 2 R: a) Mapa EBSD; b) Figura inversa de polos; c) Histograma de distribución de tamaño de grano

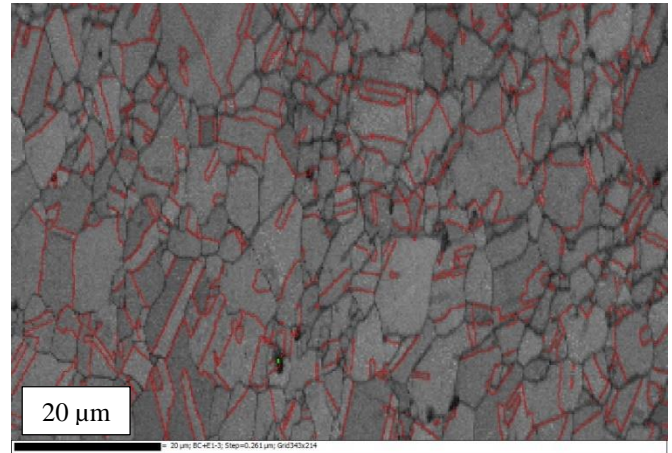
En la Figura 88a se muestra la distribución de desorientaciones de las fronteras de grano de la muestra recocida en línea, la cual desvela que predominan las fronteras con desorientación próxima a  $60^\circ$ , esto es, las fronteras típicas del maclado en materiales FCC. La Figura 88b es un mapa de fronteras de grano que muestra la presencia de una elevada cantidad de fronteras de macla. Las medidas de microtextura, por tanto, confirman, que durante el recocido se han formado maclas, que contribuyen también al debilitamiento de la textura.



a)



b)



**Figura 88:** a) Histograma de distribución de desorientaciones de los bordes de grano de la muestra Cu 2 R; b) Fronteras de macla (representadas en color rojo) de la muestra Cu 2 R

## 5.4 Comportamiento Mecánico

### 5.4.1 Microdureza Vickers

En la Tabla 5 se muestran los resultados de dureza Vickers correspondientes a cada muestra, así como su desviación típica. Se puede observar cómo, en los alambres, a medida que aumenta la deformación, la dureza aumenta progresivamente. Este incremento de la dureza es debido al aumento de la densidad de dislocaciones y (sub)fronteras con la deformación (endurecimiento por deformación). En la muestra de diámetro 2 mm recocida en línea se observa una disminución dramática de la dureza, que es consistente con que, durante el tratamiento, haya tenido lugar un proceso de recristalización discontinua, lo que resulta en una reducción dramática de la densidad de dislocaciones. En las láminas extruidas la dureza aumenta a medida que disminuye el espesor de la lámina. Esto es consistente con la disminución observada en el tamaño de grano en las muestras de menor espesor.

**Tabla 5:** Resultados de dureza

Muestra	Media de la dureza [HV]	Desviación típica [HV]
<b>Cu 12,5</b>	66	1
<b>Cu 8</b>	66	1
<b>Cu 7,1</b>	99	3
<b>Cu 6,2</b>	110	2
<b>Cu 5,5</b>	115	2
<b>Cu 4,8</b>	118	3

Muestra	Media de la dureza [HV]	Desviación típica [HV]
<b>Cu 4,2</b>	121	2
<b>Cu 3,7</b>	119	4
<b>Cu 3,2</b>	114	3
<b>Cu 2,9</b>	121	1
<b>Cu 2,5</b>	120	2
<b>Cu 2,2</b>	118	2
<b>Cu 2</b>	119	2
<b>Cu 2 SR</b>	122	2
<b>Cu 2 R</b>	77	1
<b>Cu L.EXT. 3</b>	53	1
<b>Cu L.EXT. 3,6</b>	52	0,4
<b>Cu L.EXT. 5,8</b>	50	0,9

#### 5.4.2 Ensayos de Tracción

En este apartado se representan las curvas tensión ingenieril-deformación ingenieril obtenidas a partir de los ensayos de tracción en muestras seleccionadas (Cu 2, Cu 2 R, Cu 2 SR y las tres láminas extruidas) (ver Figuras 89-94). Los datos de fuerza y alargamiento proporcionados por la máquina, se transformaron aplicando las siguientes ecuaciones:

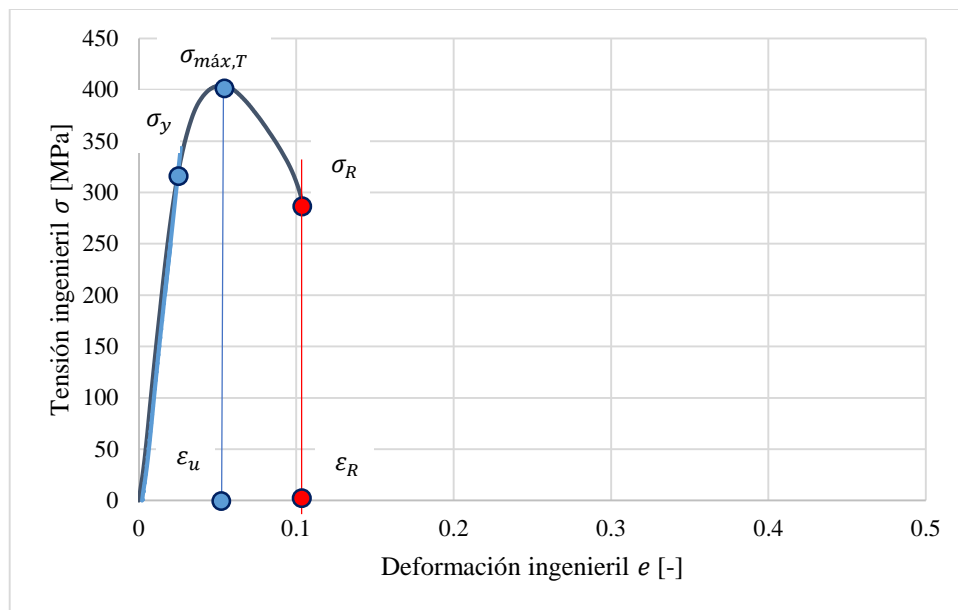
$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (2)$$

donde  $\sigma$  es la tensión ingenieril,  $F$  es la fuerza aplicada y  $A$  es el área transversal de las probetas.

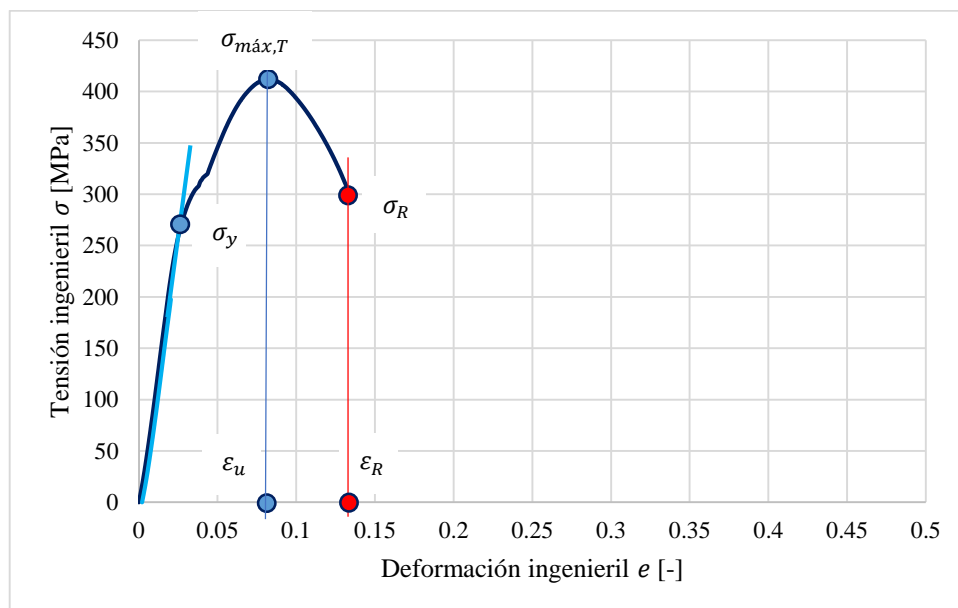
$$e = \frac{\Delta L}{L_0} \quad (3)$$

donde  $e$  es la deformación ingenieril,  $\Delta L$  es el alargamiento experimentado por las probetas y  $L_0$  es la longitud inicial efectiva de las mismas. A partir de los datos de tensión y deformación ingenieriles se obtuvo el límite elástico convencional, esto es, para una deformación del 0,2%. Las propiedades mecánicas (límite elástico,  $\sigma_y$ , resistencia máxima a tracción,  $\sigma_{máx,T}$ , deformación uniforme,  $e_u$ , y deformación a rotura,  $e_R$ ) de los alambres se comparan en la Tabla 6. Las propiedades mecánicas de las muestras extruidas se comparan en la Tabla 7.

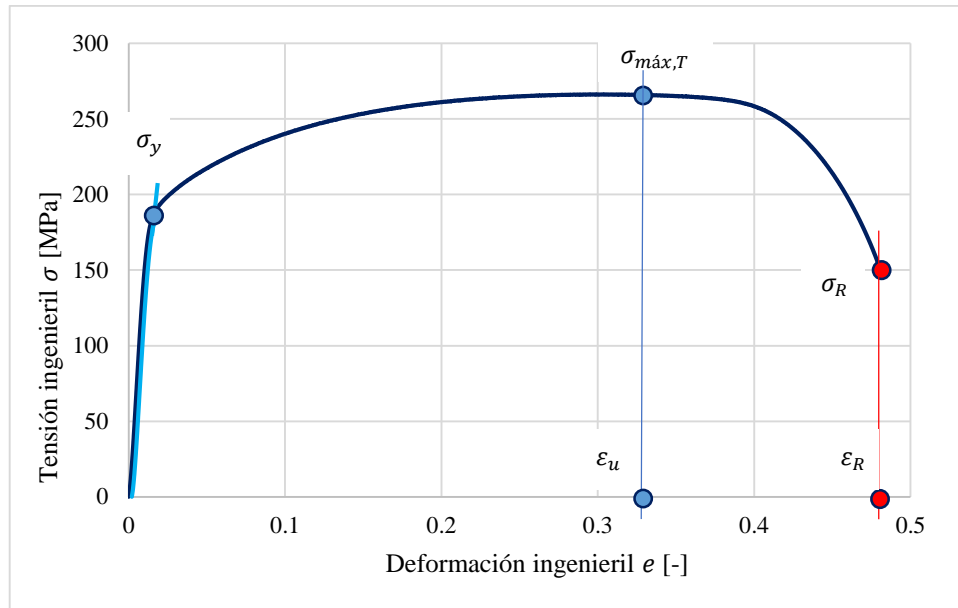




**Figura 89:** Tensión-Deformación ingenieril de la probeta Cu 2



**Figura 90:** Tensión-Deformación ingenieril de la probeta Cu 2 SR



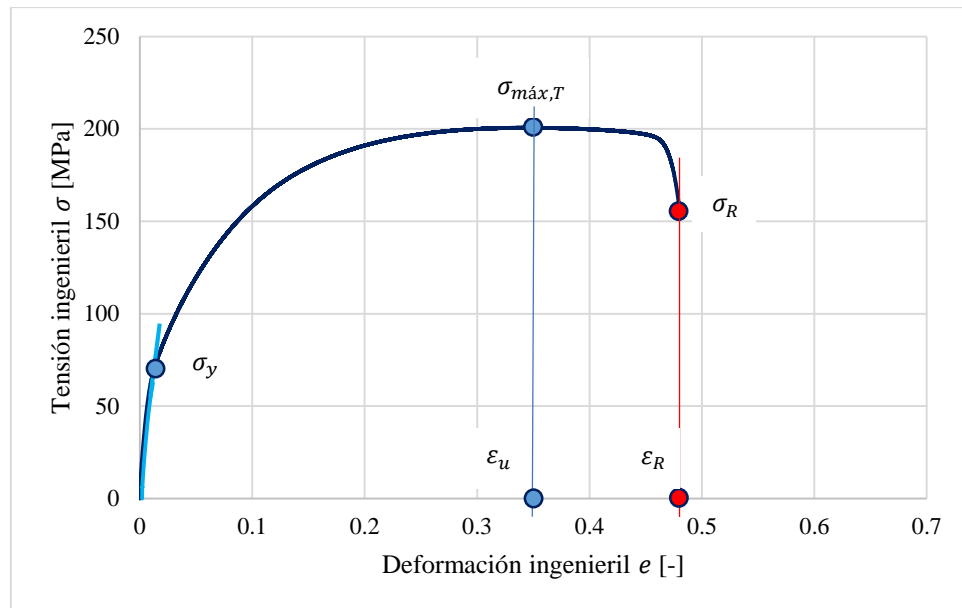
**Figura 91:** Tensión-Deformación ingenieril de la probeta Cu 2 R

Probeta	Límite elástico, $\sigma_y$ [MPa]	Resistencia máxima a tracción, $\sigma_{máx,T}$ [MPa]	Tensión a rotura, $\sigma_R$ [MPa]	Deformación uniforme, $e_u$ (%)	Deformación a rotura, $e_R$ (%)
<b>Cu 2</b>	310	404	289	5,2	10,3
<b>Cu 2 SR</b>	270	412	300	8,2	13,3
<b>Cu 2 R</b>	180	266	150	3,2	48

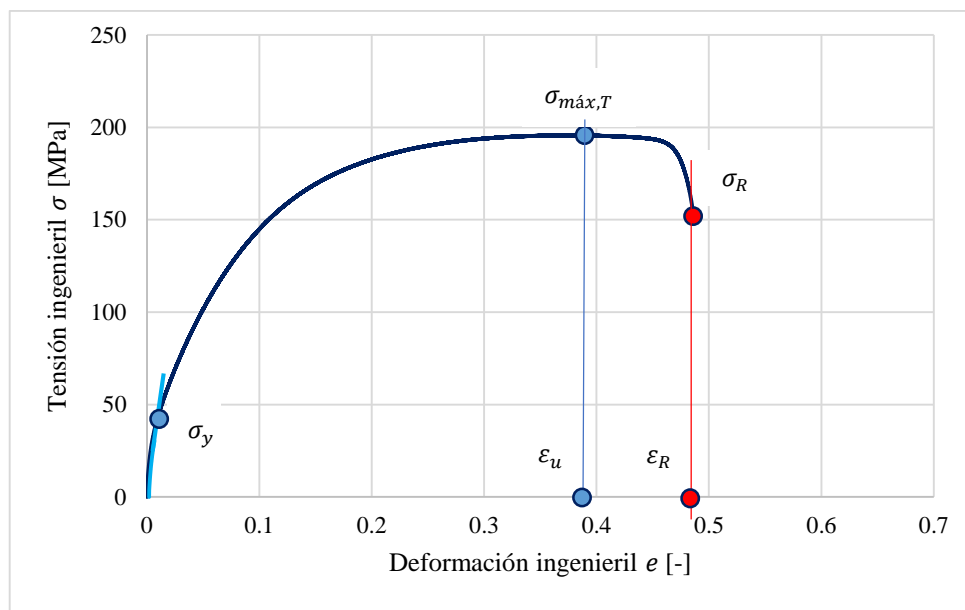
**Tabla 6:** Propiedades mecánicas de los hilos de 2mm de diámetro

Como se puede observar en la Tabla 6, existen diferencias evidentes en las propiedades mecánicas entre la probeta sometida al recocido en línea y las probetas que no han sido sometidas a este proceso. En particular, en la muestra recocida el límite elástico, la tensión máxima y la tensión a rotura disminuyen, mientras que aumentan significativamente la deformación uniforme y la deformación a rotura. La diferencia en el límite elástico es en torno a un 30% - 40%, en la resistencia máxima a tracción de un 35% y la tensión a rotura de las probetas sin recocer dobla la tensión a rotura de la muestra recocida en línea. Estas diferencias en las propiedades mecánicas se deben, fundamentalmente, a las diferencias existentes entre las microestructuras de estas probetas. Las microestructuras de las probetas sin recocer (ver Figura 43) son típicas de materiales severamente deformados, lo cual indica que han sufrido un proceso de endurecimiento por deformación, y por tanto, han experimentado un aumento de sus propiedades mecánicas penalizando la ductilidad (poseen menos capacidad para almacenar energía de deformación plástica). Por contraposición, la microestructura de la probeta recocida en línea (ver Figura 44) revela que ha sufrido un proceso de recristalización discontinua, al haber experimentado nucleación y crecimiento de los granos. Este fenómeno produce una disminución en la densidad de dislocaciones lo que conduce a una disminución importante en las propiedades mecánicas con el consiguiente aumento de la ductilidad.

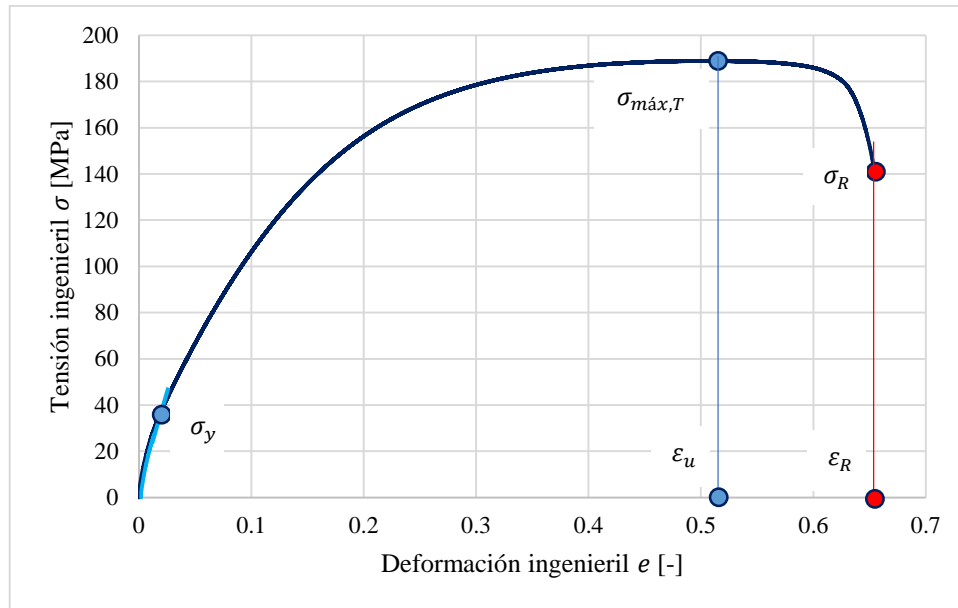




**Figura 92:** Tensión-Deformación ingenieril de la probeta Cu L.EXT. 3



**Figura 93:** Tensión-Deformación ingenieril de la probeta Cu L.EXT. 3,6



**Figura 94:** Tensión-Deformación ingenieril de la probeta Cu L.EXT. 5,8

Probeta	Límite elástico, $\sigma_y$ [MPa]	Resistencia máxima a tracción, $\sigma_{máx,T}$ [MPa]	Tensión a rotura, $\sigma_R$ [MPa]	Deformación uniforme, $e_u$ (%)	Deformación a rotura, $e_R$ (%)
<b>Cu L.EXT. 3</b>	70	200	152	39	48
<b>Cu L.EXT. 3,6</b>	44	195	150	40	49
<b>Cu L.EXT. 5,8</b>	38	189	140	52	65

**Tabla 7:** Propiedades mecánicas de las láminas extruidas

Las diferencias encontradas en las propiedades mecánicas de las distintas láminas extruidas (ver Tabla 7) son también consistentes con las variaciones observadas en las correspondientes microestructuras. A medida que disminuye el espesor de las láminas, esto es, a medida que aumenta la deformación, se observan tamaños de grano más pequeños (ver Tabla 4). La variación del tamaño de grano es especialmente pronunciada entre la muestra con un espesor de 5,8 mm y las otras dos (3,6 y 3 mm), entre las cuales no hay tanta diferencia. De igual forma, las dos láminas con menor espesor poseen propiedades mecánicas bastante similares. La disminución del tamaño de grano conlleva un aumento en la densidad de borde de grano, lo cual favorece el anclaje de dislocaciones. Entre la muestra más gruesa y la más fina el límite elástico ( $\sigma_y$ ) aumenta en un 46%, un 6% la resistencia máxima a tracción ( $\sigma_{máx,T}$ ) y un 8% la tensión a rotura ( $\sigma_R$ ). Así mismo, este aumento va asociado a una merma de la ductilidad, esto es, la capacidad de absorción de deformación plástica antes de la rotura, cuantificado por la deformación a rotura  $e_R$ , la cual disminuye un 26%.



## 6 Conclusiones

El objetivo de este trabajo es estudiar la evolución microestructural de varios alambres de Cu puro laminados y trefilados y de láminas extruidas, todos ellos resultantes de los procesos llevados a cabo por la empresa Cunext Copper Industries S.L. Para ello se han utilizado varias técnicas de caracterización complementarias, tales como la microscopía óptica, la difracción de rayos X y la microscopía electrónica de barrido (difracción de electrones retrodispersados). Además, se ha medido la dureza de todas las muestras y el comportamiento en tracción de algunas seleccionadas, y se han establecido relaciones entre la microestructura y las correspondientes propiedades mecánicas. Las conclusiones más importantes de este trabajo son las siguientes:

1. En los alambres de Cu puro, a medida que aumenta la deformación en frío o, lo que es lo mismo, a medida que disminuye el diámetro del alambre, los granos se alargan en la dirección de trefilado. Simultáneamente, se afianza una textura de fibra  $\langle 111 \rangle$ , con una componente minoritaria de la fibra  $\langle 100 \rangle$ . La dureza aumenta también a medida que disminuye el diámetro del alambre debido a procesos de endurecimiento por deformación.
2. Un recocido en línea del alambre trefilado hasta el diámetro más pequeño (2 mm), esto es, que posee el mayor grado de deformación de todas las muestras analizadas, da como resultado una microestructura recrystalizada. Dicha microestructura consta de granos equiaxiales, formados a partir de un proceso de recrystalización discontinua. La textura del alambre recocido consta también de las fibras  $\langle 111 \rangle$  y  $\langle 100 \rangle$  pero es mucho más débil que la que poseía dicho alambre antes de ser tratado térmicamente. La debilitación de la textura se ha atribuido a la generación de maclas durante el recocido y a la formación de núcleos de recrystalización con orientaciones al azar. El recocido en línea da lugar a una reducción del límite elástico y la resistencia máxima, y a un aumento de la deformación uniforme y la deformación a fractura.
3. En las láminas extruidas el tamaño de grano decrece a medida que aumenta la deformación, y se estabiliza una textura “tipo latón”. De acuerdo con la literatura, la aparición de esta textura se podría atribuir a la activación de sistemas de deslizamiento  $\{111\}\langle 112 \rangle$ , además de los más habituales para el sistema cúbico centrado en las caras ( $\{111\}\langle 110 \rangle$ ). La resistencia mecánica aumenta en las muestras más deformadas y, en paralelo, disminuye su ductilidad.

## 7 Trabajo Futuro

A continuación se describen varias líneas que permitirían completar el trabajo iniciado en el marco del presente proyecto.

1. Medida de la microtextura y comportamiento a tracción de todas las muestras analizadas. Ello permitiría establecer relaciones más profundas entre la microestructura y propiedades mecánicas tales como el límite elástico, la resistencia máxima, la elongación uniforme y la ductilidad.
2. Estudio de condiciones de recocido en línea alternativas con el fin de conseguir una microestructura con una mejor combinación de propiedades mecánicas. Por ejemplo, sería ideal lograr un alambre más resistente y que no perdiera ductilidad.
3. Investigación de procesos alternativos que dotaran al Cu puro de alto valor añadido y que pudieran ser adoptados por la empresa Cunext Copper Industries, S.L. para su posterior incorporación a una línea de producción.



## 8 Referencias bibliográficas

[1] Cunext Copper Industries S.L. *Origen del cobre*. [En línea] [Consulta: 6 de marzo de 2015].

<http://www.cunext.com/cobre/origen-del-cobre.html>

[2] Centro Español de Información del Cobre. *El Cobre, procesos*. [En línea] [Consulta: 4 de junio de 2015].

<http://www.copperalliance.es/el-cobre/procesos>

[3] Cunext Copper Industries S.L. *Aplicaciones del cobre*. [En línea][Consulta: 6 de marzo de 2015].

<http://www.cunext.com/cobre/aplicaciones.html>

[4] Centro Español de Información del Cobre. *Aplicaciones*. [En línea] [Consulta: 4 de junio de 2015].

<http://www.copperalliance.es>

[5] Royal Society of Chemistry. *Copper*. [En línea] [Consulta: 4 de junio de 2015].

<http://www.rsc.org/periodic-table/element/29/copper>

[6] Copper Development Association Inc. *General, Atomic and Crystallographic Properties and Features of Copper*. [En línea] [Consulta: 4 de junio de 2015].

[http://www.copper.org/resources/properties/atomic\\_properties.html](http://www.copper.org/resources/properties/atomic_properties.html)

[7] William D. Callister, Jr. *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Barcelona, España: Editorial Reverté, S.A., 1995.

[8] Chen Zhiyong, Cai Hongnian, Zhang Xinming , Wang Fuchi & Tan Chengwen. *Analysis for twinning and slip in face-centered cubic crystals under axisymmetric co-deformation*. Science in China Series E: Technological Sciences 2006Vol.49 No. 5 521-536

[9] F.J. Humphreys y M. Hatherly. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Oxford, Reino Unido: Elsevier Science Ltd., 1995.

- [10] F.J. Humphreys, *Acta Mater.*, 45, p. 4231 (1997).
- [11] B. Bay, N. Hansen, D.A. Hughes y D. Kuhlman-Wilsdorf, *Acta Metall.*, 40, p. 205 (1992).
- [12] G. Winther, D. Juul Jensen y N. Hansen, *Acta Mater.*, 45, p. 5059 (1997).
- [13] G.I. Rosen, D. Juul Jensen, D.A. Hughes y N. Hansen, *Acta Metall.*, 43, p. 2563 (1995).
- [14] D.A. Hughes y N. Hansen, *Acta Mater.*, 45, p. 3871 (1997).
- [15] R.D. Doherty, D.A. Hughes, F.J. Humphreys, J.J. Jonas, D. Juul Jensen, M.E. Kassner, W.E. King, T.R. McNelley, H.J. McQueen y A.D. Rollet, *Mater. Sci. Eng. A*, 238/2, p.219 (1997).
- [16] D.J. Dingley, *Scanning Electron Microscopy*, 11, p. 74 (1984).
- [17] B.D. Cullity. *Elements of X-Ray Diffraction*. Massachusetts, United States of America: Addison-Wesley Publishing Company Inc. Second Edition, 1978.
- [18] Oxford Instruments. *Pattern formation*. [En línea] [Consulta: 8 de junio de 2015].  
<http://www.ebsd.com/ebsd-explained/basics-of-ebsd/pattern-formation>
- [19] Struers. *Metalog guide. Pure copper*. [En línea] [Consulta: 6 de marzo de 2015].  
[https://e-shop.struers.com/ES/EN/methods/Non-Ferrous\\_Metals/Copper\\_and\\_Cu\\_Alloys/Pure\\_Copper\\_\(Susp\\_PLub\\_Application\\_Note\)\(1685\).aspx](https://e-shop.struers.com/ES/EN/methods/Non-Ferrous_Metals/Copper_and_Cu_Alloys/Pure_Copper_(Susp_PLub_Application_Note)(1685).aspx)
- [20] Struers. *Metallographic preparation of copper and copper alloys*. [En línea] [Consulta: 1 de marzo de 2015].  
<http://www.struers.com/resources/elements/12/101169/Application%20Notes%20Copper%20English.pdf>
- [21] EBSD Image. *Unwarping diffraction patterns*. [En línea] [Consulta: 4 de junio de 2015].  
<http://www.ebsd-image.org/documentation/advanced/unwarp.html>

[22] Hazelett Strip-Casting Corporation. *Copper Bar Caster Presentation*. [En línea] [Consulta: 9 de junio de 2015].

<http://www.hazelett.com/images/pdf/contirod-caster-highlights.pdf>

[23] NASA. *Introduction to the Eletromagnetic Spectrum*. [En línea] [Consulta: 11 de junio de 2015].

[http://missionscience.nasa.gov/ems/01\\_intro.html](http://missionscience.nasa.gov/ems/01_intro.html)

[24] S. Hielscher, J. Appl. Cryst. *Mtex*. 41 (2008) 1024-1037

[25] T. Baudin , A.L. Etter, R. Penelle. *Annealing twin formation and recrystallization study of cold-drawn copper wires from EBSD measurements*. Materials Characterization 58 (2007) 947–952.

[26] Kenichi Hanazaki, Naoto Shigeiri, Nobuhiro Tsuji. *Change in microstructures and mechanical properties during deep wire drawing of copper*. Materials Science and Engineering A 527 (2010) 5699–5707.

[27] Chen Jian, Yan Wen, Li Wei, Miao Jian, Fan Xin-hui. *Texture evolution and its simulation of cold drawing copper wires produced by continuous casting*. Trans. NonFerrous Met. Soc. China 21 (2011) 152-158.

[28] Chen Jian, Xiaoguang Ma, Wen Yan, Feng Xia, Xinhui Fan. *Effect of Transverse Grain Boundary on Microstructure, Texture and Mechanical Properties of Drawn Copper Wires*. J. Mater. Sci. Technol., 2014, 30(2), 184e191

[29] Gerber Ph, Jakani S, Mathon MH, Baudin T. *Neutron diffraction measurements of deformation and recrystallization textures in cold wire-drawn copper*. ICOTOM 14, Leuven, Belgium, 2005. Mat Sci Forum 2005;495–497:919–24.

[30] S. Jakani, T. Baudin, C.-H. de Novion, M.-H. Mathon. *Effect of impurities on the recrystallization texture in commercially pure copper-ETP wires*. Materials Science and Engineering A 456 (2007) 261–269.

[31] C.F. Gu, M. Hoffman, L.S. Toth, Y.D. Zhang. *Grain size dependent texture evolution in severely rolled pure copper*. Materials Characterization 101 (2015) 180–188.

[32] N.P. Gurao, S. Sethuraman, Satyam Suwas. *Effect of strain path change on the evolution of texture and microstructure during rolling of copper and nickel*. Materials Science and Engineering A 528 (2011) 7739– 7750.



[33] Naoki Takata, Kousuke Yamada, Ken-ichi Ikeda, Fuyuki Yoshida, Hideharu Nakashima and Nobuhiro Tsuji. *Change in Microstructure and Texture during Annealing of Pure Copper Heavily Deformed by Accumulative Roll Bonding*. Materials Transactions, Vol. 48, No. 8 (2007) pp. 2043 to 2048 Special Issue on Crystallographic Orientation Distribution and Related Properties in Advanced Materials 2007 The Japan Institute of Metals

[34] Kenichi Hanazakia, Jun-ichiro Tokutomia, Jun Yanagimoto, Nobuhiro Tsuji. *Significant change in mechanical properties of deep drawn ultrafine grained copper wire by additional deformation*. Materials Science and Engineering A 534 (2012) 720– 723